



CLIPPEDIMAGE= JP408315326A
PAT-NO: JP408315326A
DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 08315326 A
TITLE: MAGNETORESISTANT HEAD

PUBN-DATE: November 29, 1996

INVENTOR-INFORMATION:

NAME
SAITO, KAZUHIRO
KAMIGUCHI, YUZO
IWASAKI, HITOSHI
HASHIMOTO, SUSUMU
FUKUYA, HIROMI
FUNAYAMA, TOMOKI

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
TOSHIBA CORP	N/A

APPL-NO: JP08055224

APPL-DATE: March 12, 1996

INT-CL_(IPC): G11B005/39; H01F010/30

ABSTRACT:

PURPOSE: To improve characteristics such as the variation of magnetic resistance by increasing the resistance of a soft magnetic film as an underlayer for an MR film and enhancing fcc-(111) orientation property.

CONSTITUTION: This magnetoresistant head uses a crystalline soft magnetic film as an underlayer for an anisotropic magnetoresistance film or a macro-magnetoresistance film having at least one pair of ferromagnetic layers arranged with a nonmagnetic middle layer in-between. The crystalline soft magnetic film is a film formed by simultaneously adding at least one selected from among Nb, Mo, V, W, Ti, Zr, Hf and Ta and at least one selected from among Cr, Rh, Os, Re, Si, Al, Be, Ga and Ge to at least one selected from among Ni, Fe and Co as a base.

COPYRIGHT: (C)1996, JPO

FULL

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平8-315326

(43)公開日 平成8年(1996)11月29日

(51)Int.Cl.⁶

識別記号 庁内整理番号

F I

技術表示箇所

G 11 B 5/39

G 11 B 5/39

H 01 F 10/30

H 01 F 10/30

審査請求 未請求 請求項の数 8 OL (全 13 頁)

(21)出願番号 特願平8-55224

(71)出願人 000003078

(22)出願日 平成8年(1996)3月12日

株式会社東芝

(31)優先権主張番号 特願平7-52617

神奈川県川崎市幸区堀川町72番地

(32)優先日 平7(1995)3月13日

(72)発明者 齊藤 和浩

(33)優先権主張国 日本 (JP)

神奈川県川崎市幸区小向東芝町1番地 株

式会社東芝研究開発センター内

上口 裕三

神奈川県川崎市幸区小向東芝町1番地 株

式会社東芝研究開発センター内

岩崎 仁志

神奈川県川崎市幸区小向東芝町1番地 株

式会社東芝研究開発センター内

(74)代理人 弁理士 須山 佐一

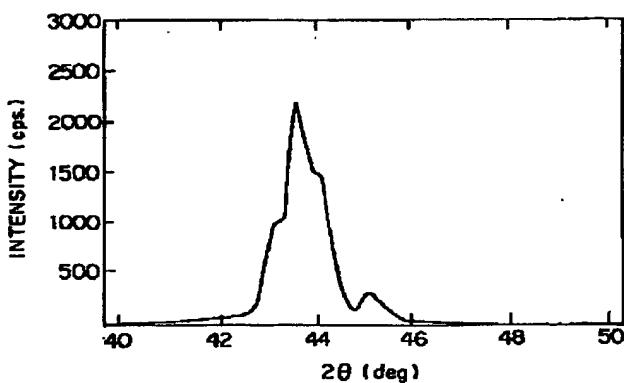
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 磁気抵抗効果ヘッド

(57)【要約】

【課題】 MR膜の下地となる軟磁性膜の抵抗を増大させると共に、fcc(111)配向性を高めることで、磁気抵抗変化率等の特性の向上を図った磁気抵抗効果ヘッドを提供する。

【解決手段】 非磁性中間層を介して配置された少なくとも一対の強磁性層を有する巨大磁気抵抗効果膜や異方性磁気抵抗効果膜の下地として、結晶性軟磁性膜を用いた磁気抵抗効果ヘッドである。結晶性軟磁性膜は、Ni、FeおよびCoから選ばれた少なくとも1種を主成分とし、Nb、Mo、V、W、Ti、Zr、HfおよびTaから選ばれた少なくとも1種と、Cr、Rh、Os、Re、Si、Al、Be、GaおよびGeから選ばれた少なくとも1種とが同時に添加された膜からなる。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 非磁性中間層を介して配置された少なくとも一对の強磁性層を有する巨大磁気抵抗効果膜と、前記一对の強磁性層の下地としていずれか一方に接して設けられた結晶性軟磁性膜とを有する磁気抵抗効果ヘッドにおいて、

前記結晶性軟磁性膜は、Ni、FeおよびCoから選ばれた少なくとも1種を主成分とし、Nb、Mo、V、W、Ti、Zr、HfおよびTaから選ばれた少なくとも1種と、Cr、Rh、Os、Re、Si、Al、Be、GaおよびGeから選ばれた少なくとも1種とが同時に添加されていることを特徴とする磁気抵抗効果ヘッド。

【請求項2】 異方性磁気抵抗効果膜と、前記異方性磁気抵抗効果膜の下地として直接接してまたは非磁性膜を介して設けられた結晶性軟磁性膜とを有する磁気抵抗効果ヘッドにおいて、

前記結晶性軟磁性膜は、Ni、FeおよびCoから選ばれた少なくとも1種を主成分とし、Nb、Mo、V、W、Ti、Zr、HfおよびTaから選ばれた少なくとも1種と、Cr、Rh、Os、Re、Si、Al、Be、GaおよびGeから選ばれた少なくとも1種とが同時に添加されていることを特徴とする磁気抵抗効果ヘッド。

【請求項3】 請求項1または請求項2記載の磁気抵抗効果ヘッドにおいて、前記結晶性軟磁性膜は、

一般式： $T_{1-(x+y)} M_x M'_y$

(式中、T₁はNi、FeおよびCoから選ばれた少なくとも1種の元素を、M_xはNb、Mo、V、W、Ti、Zr、HfおよびTaから選ばれた少なくとも1種の元素を、M'_yはCr、Rh、Os、Re、Si、Al、Be、GaおよびGeから選ばれた少なくとも1種の元素を、xおよびyは0.001≤x≤0.200、0.001≤y≤0.200を満足する数を示す)で実質的に表される組成を有することを特徴とする磁気抵抗効果ヘッド。

【請求項4】 請求項1、請求項2または請求項3記載の磁気抵抗効果ヘッドにおいて、

前記結晶性軟磁性膜の膜厚が1～100nmであることを特徴とする磁気抵抗効果ヘッド。

【請求項5】 請求項1、請求項2または請求項3記載の磁気抵抗効果ヘッドにおいて、

前記結晶性軟磁性膜の下地として、Ti、Ta、Zr、Cr、NbおよびHfから選ばれた少なくとも1種を主成分とする非磁性金属膜が設けられていることを特徴とする磁気抵抗効果ヘッド。

【請求項6】 請求項1、請求項2または請求項3記載の磁気抵抗効果ヘッドにおいて、

前記結晶性軟磁性膜の下地として、アモルファス磁性層が設けられていることを特徴とする磁気抵抗効果ヘッド。

【請求項7】 請求項1乃至6記載の磁気抵抗効果ヘッドにおいて、

前記結晶性軟磁性膜の主成分はNiFe合金からなることを特徴とする磁気抵抗効果ヘッド。

【請求項8】 第1および第2の強磁性層と、前記第1および第2の強磁性層の間に配置された非磁性層からなる積層膜と、前記第1および第2の強磁性層のうち少なくとも1層と接して前記積層膜上に配置されたNiFe合金からなる磁性膜とからなる磁気抵抗効果デバイスにおいて、

前記第1および第2の強磁性層のうち1層はCoまたはCo合金からなり、また前記NiFe合金は、Nb、Mo、V、W、Ti、Zr、HfおよびTaから選ばれた少なくとも1種と、Cr、Rh、Os、Re、Si、Al、Be、GaおよびGeから選ばれた少なくとも1種とが同時に添加されていることを特徴とする磁気抵抗効果デバイス。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、磁気ディスク装置等に用いられる磁気抵抗効果ヘッドに関する。

【0002】

【従来の技術】一般に、磁気記録媒体に記録された情報の読み出しへは、コイルを有する再生用磁気ヘッドを記録媒体に対して相対的に移動させ、そのときに発生する電磁誘導でコイルに誘起される電圧を検出する方法によって行われている。また、情報を読み出す場合に、磁気抵抗効果ヘッド(以下、MRヘッドと記す)を用いることも知られている。

【0003】上述したMRヘッドは、ある種の強磁性体の電気抵抗が外部磁場の強さに応じて変化するという現象を利用したものであり、磁気記録媒体用の高感度ヘッドとして知られている。近年、磁気記録媒体の小型・大容量化が進められ、情報の読み出し時の再生用磁気ヘッドと磁気記録媒体との相対速度が小さくなってきている。このため、小さい相対速度であっても、大きな出力がとり出せるMRヘッドへの期待が高まっている。

【0004】ここで、上述したMRヘッドとしては、電流の方向と強磁性層の磁化との成す角度に依存して電気抵抗が変化する異方性磁気抵抗効果(以下、AMRと記す)を示すNi-Fe系合金いわゆるバーマロイ合金膜等を用いたAMRヘッドと、強磁性層と非磁性中間層との積層構造を有し、巨大磁気抵抗効果(以下、GMRと記す)を示すスピンドルブツ膜や人工格子膜を用いたGMRヘッドが知られている。AMRヘッドは、入力電流(センス電流)と磁化Mとが平行のときの抵抗率ρ_{平行}と、垂直のときの抵抗率ρ_{垂直}とが大きく異なることに基くものであり、一般にρ_{平行} >> ρ_{垂直}である。電流iと磁化Mとの成す角をθとすると、AMR膜の抵抗ρは、

$$\rho = \rho_{\parallel} \cos^2 \theta + \rho_{\perp} \sin^2 \theta$$

と表すことができ、図5に示すように抵抗ρが変化する。従って、AMRヘッドを再生ヘッドとして用いる場

合には、θを45度付近まで傾けることによって最大の磁気抵抗変化率を得ることができる。

【0005】AMRヘッドの具体的な構造としては、例えば図7に示す構造が知られている(信学技法MR87-3(1987)など)。図示される通り、AMR膜1は非磁性膜2を介して軟磁性バイアス膜3上に形成されており、AMR膜1の両端部上には反強磁性バイアス膜4、4とセンス電流を供給する端子5、5が積層形成されている。このようなAMRヘッドにセンス電流を流すことによって、その電流がつくる磁場が軟磁性バイアス膜3にかかる。これにより、軟磁性バイアス膜3は磁化され、その磁化がつくる磁場によってAMR膜1の磁化を回転させることができる。このようなAMRヘッドは、良好な軟磁気特性を示すものでも、磁気抵抗変化率が3%程度であり、高記録密度化に伴う磁気記録媒体からの信号磁界の低下に対応できないおそれがある。

【0006】そこで最近では、図8に示すように、強磁性層6/非磁性中間層7/強磁性層8のサンドイッチ構造膜等のGMR膜9を用いたGMRヘッドが注目されている。GMRヘッドの磁気抵抗変化率は、常温で10%を超えるものが報告されている(日本応用磁気学会誌17,91(1993)等参照)。

【0007】GMRヘッドは、AMRヘッドとは異なり、強磁性層6、8に含まれる磁化が互いに平行のときに抵抗が低く、反平行のときに抵抗が高くなる。図8の構造の場合、上側の強磁性層8の磁化は反強磁性交換バイアス膜10により固定されており、下側の強磁性層6は磁化が自由に動くように構成されている。そして、この強磁性層6に接して軟磁性下地膜11を配置することによって、入力磁束をGMR膜9に確実に引き込むことができる。さらに、この軟磁性下地膜11と強磁性層6とは強磁性カップリングしていることから、軟磁性下地膜11の磁化回転に伴って強磁性層6の磁化が回転する。なお、軟磁性下地膜11の両端下部には、強磁性バイアス膜12、12がそれぞれ設けられている。

【0008】ところで、AMRヘッドおよびGMRヘッドのいずれにおいても、信号磁界による抵抗変化を取出すことで記録の読み出しを行うため、センス電流を入力して抵抗変化を電圧の変化として取出すことになる。ここで、上述した軟磁性バイアス膜3および軟磁性下地膜11は、AMR膜1やGMR膜9と間接的または直接接して配置されているため、これら軟磁性膜3、11にもセンス電流が流れることになる。この軟磁性膜3、11に流れ込む電流の量、いわゆるシャント電流の量は無視できず、それがないときに比べて抵抗変化が小さくなってしまう。仮に、軟磁性膜3、11の抵抗がAMR膜1やGMR膜9の抵抗と同じであるとすると、磁気抵抗変化率が半分になってしまう。このようなことから、軟磁性膜3、11には抵抗が大きいことが望まれている。

【0009】一方、図7および図8に示したように、軟

磁性膜3、11はAMR膜1やGMR膜9の下側に形成される場合が多く、このような配置では軟磁性膜3、11がAMR膜1やGMR膜9の配向性に影響を与えることになる。ここで一般には、軟磁性膜3、11にAMR膜1やGMR膜9のfcc(111)配向性を高める働きを持たせることによって、素子特性を向上させることができるとなる。

【0010】そこで、例えば軟磁性膜3、11にパーマロイ膜を用いて、GMR膜9のfcc(111)配向性を向上させることが試みられている。しかし、十分な磁気抵抗変化率は得られていないことから、パーマロイ膜によるfcc(111)配向性はまだ不十分であることが分かる。

【0011】また、軟磁性膜3、11の特性を改善するために、例えばNiFeを主成分とし、これに添加元素を加える方法が考えられる。実際に、Nb、Zr等を添加することにより、抵抗を増大させることができると報告されている(J. Appl. Phys. 69, 5631(1991))が、もう1つ重要な特性であるfcc(111)配向性についてはさほど改善されず、それどころか添加量をある程度以上増やすことで逆に低下してしまい、飽和磁化も下がってしまう。

【0012】

【発明が解決しようとする課題】上述したように、従来はAMR膜やGMR膜の下地となる軟磁性膜の高抵抗化についての提案はなされているものの、AMR膜やGMR膜の配向性の向上については十分には検討されておらず、高抵抗化とfcc(111)配向性の向上を共に満足させる軟磁性膜は得られていない。

【0013】本発明は、このような課題に対処するためになされたもので、MR膜の下地となる軟磁性膜の抵抗を増大させると共に、fcc(111)配向性を高めることで、磁気抵抗変化率等の特性の向上を図った磁気抵抗効果ヘッドを提供することを目的とする。

【0014】

【課題を解決するための手段】本発明における第1の磁気抵抗効果ヘッドは、非磁性中間層を介して配置された少なくとも1対の強磁性層を有する巨大磁気抵抗効果膜と、前記1対の強磁性層の下地としていずれか一方に接して設けられた結晶性軟磁性膜とを有する磁気抵抗効果ヘッドにおいて、前記結晶性軟磁性膜は、Ni、FeおよびCoから選ばれた少なくとも1種を主成分とし、Nb、Mo、V、W、Ti、Zr、HfおよびTaから選ばれた少なくとも1種と、Cr、Rh、Os、Re、Si、Al、Be、GaおよびGeから選ばれた少なくとも1種とが同時に添加されていることを特徴としている。

【0015】また、本発明の第2の磁気抵抗効果ヘッドは、異方性磁気抵抗効果膜と、前記異方性磁気抵抗効果膜の下地として直接接してまたは非磁性膜を介して設けられた結晶性軟磁性膜とを有する磁気抵抗効果ヘッドにおいて、前記結晶性軟磁性膜は、Ni、FeおよびCoから選ばれた少なくとも1種を主成分とし、Nb、Mo、V、W、

Ti、Zr、HfおよびTaから選ばれた少なくとも1種と、Cr、Rh、Os、Re、Si、Al、Be、GaおよびGeから選ばれた少なくとも1種とが同時に添加されていることを特徴としている。

【0016】また本発明の磁気抵抗効果デバイスは、第1および第2の強磁性層と、前記第1および第2の強磁性層の間に配置された非磁性層からなる積層膜と、前記第1および第2の強磁性層のうち少なくとも1層と接して前記積層膜上に配置されたNiFe合金からなる磁性膜とからなる磁気抵抗効果デバイスにおいて、前記第1および第2の強磁性層のうち1層はCoまたはCo合金からなり、また前記NiFe合金は、Nb、Mo、V、W、Ti、Zr、HfおよびTaから選ばれた少なくとも1種と、Cr、Rh、Os、Re、Si、Al、Be、GaおよびGeから選ばれた少なくとも1種とが同時に添加されていることを特徴としている。

【0017】以下さらに本発明について詳細に説明する。

【0018】本発明で用いる結晶性軟磁性膜は、主成分としてNi、FeおよびCoから選ばれた少なくとも1種の元素を用い、この主成分の抵抗と軟磁気特性を向上させるために、結晶粒界を形成するM元素を添加している。この主成分としては、NiFe合金が好ましく、特に一般式、 $Ni_{100-b}Fe_b$ で表される組成を有する合金がより好ましい。ここでbはat%で、 $0 < b \leq 50$ 、より好ましくは $10 < b \leq 40$ を満足する数値である。

【0019】またM元素としては、Nb、Mo、V、W、Ti、Zr、HfおよびTaから選ばれる少なくとも1種の元素を挙げることができる。ただし、M元素の添加量を多くしていくと抵抗は増大するものの、粒界が細かくなり、最終的にはアモルファスに近くなる。このため、配向性を保つという観点からはM元素をあまり多く添加することができず、M元素のみの添加だけでは求める特性を得ることはできない。

【0020】そこで、結晶粒内で上記した主成分と固溶してfcc(111)配向性を高め、かつフェルミ面近傍の電子散乱に寄与するという、粒界形成とは異なるM'元素を本発明においてはさらに加える。これにより、結晶性軟磁性膜の例えは $100\mu\Omega\text{cm}$ を超える高抵抗化を図りながら、高透磁率の優れた軟磁気特性と良好なfcc(111)配向性を得ることが可能となる。このようなM'元素としては、Cr、Rh、Os、Re、Si、Al、Be、GaおよびGeから選ばれる少なくとも1種の元素を挙げることができる。ただし、このようなM'元素のみの添加では、結晶性軟磁性膜の十分な高抵抗化を達成することができない。

【0021】上述したM元素およびM'元素は、いずれも過剰に添加し過ぎるとfcc(111)配向性や軟磁気特性が低下するため、M元素およびM'元素のいずれの添加量も20at%以下とすることが好ましく、また0.1at%未満ではそれらの添加効果を十分に得ることができない。従って、本発明で用いる結晶性軟磁性膜は、

一般式： $T_{1-(x+y)}M_xM'_y$

(式中、TはNi、FeおよびCoから選ばれた少なくとも1種の元素を、MはNb、Mo、V、W、Ti、Zr、HfおよびTaから選ばれた少なくとも1種の元素を、M'はCr、Rh、Os、Re、Si、Al、Be、GaおよびGeから選ばれた少なくとも1種の元素を、xおよびyは $0.001 \leq x \leq 0.200$ 、 $0.001 \leq y \leq 0.200$ を満足する数を示す)で実質的に表される組成を有することが好ましい。

【0022】また、上述した結晶性軟磁性膜の膜厚は、10 1~100nm程度とすることが好ましい。結晶性軟磁性膜の膜厚が1nm未満であるとその結晶性が損われて配向性が低下しやすく、一方100nmを超えると高抵抗の結晶性軟磁性膜であっても、それに流れ込むシャント電流の量が増大して、磁気抵抗効果ヘッドの抵抗変化が小さくなってしまうおそれがある。なお本発明においては、この結晶性軟磁性膜は、保磁力800A/m未満、より好ましくは80A/m以下程度の軟磁気特性を有するものであればよく、また結晶性についてはX線回折により容易に確認できる。

【0023】さらに本発明においては、結晶性軟磁性膜の下地にTi、Ta、Zr、Cr、NbおよびHfから選ばれた少なくとも1種を主成分とする非磁性金属膜を設け、結晶性軟磁性膜の結晶性を高めることも有効である。このような下地の非磁性金属膜を結晶性軟磁性膜に接して設けることで、結晶性軟磁性膜の成長が促進されて、その膜厚が1nm前後と薄い場合でも結晶化させることが容易となり、ひいてはfcc(111)配向性が向上する。ここで、上述した非磁性金属膜の膜厚は1~100nm程度とすることが好ましい。非磁性金属膜の膜厚が1nm未満であると、結晶性軟磁性膜の結晶性を十分に高めることが困難となり、一方100nmを超えるとそれに流れ込むシャント電流の量が増大し、磁気抵抗効果ヘッドの抵抗変化が小さくなってしまうおそれがある。

【0024】本発明の第1の磁気抵抗効果ヘッドは、上述したような結晶性軟磁性膜上に、非磁性中間層を介して配置された少なくとも一对の強磁性層を有する巨大磁気抵抗効果膜(GMR膜)を、一方の強磁性層が上記結晶性軟磁性膜と接するように形成したものである。

【0025】前記強磁性層に使用する強磁性膜材料としては、Co、CoFe、CoNi、NiFe、センダスト、NiFeCo、Fe₃N等があげられる。これらの強磁性膜の厚さは、1~20nmであることが好ましい。この結晶性軟磁性膜上に配置された強磁性層はfcc(111)配向強磁性層である。また前記強磁性層は、好ましくは、CoまたはCo合金であって、このCo合金はさらに好ましくはCoFe合金である。前記CoFe合金は、一般式、 $Co_{100-a}Fe_a$ で表される合金で、ここでaはat%で、 $0 < a \leq 50$ 、好ましくは $5 \leq a \leq 40$ を満足する数値である。

【0026】さらにまた、非磁性膜としての材料としては、Mn、Fe、Ni、Cu、Al、Pd、Pt、Rh、Ru、Ir、Au、Ag

等の非磁性金属やCuPd、CuPt、CuAu、CuNi等の合金があげられる。これらの非磁性膜の厚さは、0.5～20nmであることが好ましい。このような構成とすることによって、GMR膜のfcc(111)配向性が高まり、それによってGMR膜の軟磁気特性や抵抗変化率を高めることができる。さらに、結晶性軟磁性膜の抵抗が高いことから、結晶性軟磁性膜に流れ込む電流の量を大幅に減らすことができる。従って、このようなGMR膜を用いて構成した磁気抵抗効果ヘッドの磁気抵抗変化率を向上させることができ、さらに一定の磁界に対して示すMR感度も上げることができる。ここで、上記巨大磁気抵抗効果膜としては、例えばCo/Cu/Co、CoFe/Cu/CoFe、NiFe/Cu/NiFe等のいわゆるスピンドルブ膜や(Fe/Cr)_n積層膜、(Co/Cu)_n積層膜等の人工格子膜が用いられる。

【0027】また、本発明の第2の磁気抵抗効果ヘッドは、上述したような結晶性軟磁性膜を例えれば軟磁性バイアス膜として用い、その上に直接もしくは非磁性膜を介して異方性磁気抵抗効果を示す強磁性膜(AMR膜)を形成したものである。このような構成とすることにより、AMR膜のfcc(111)配向性が高まり、抵抗変化率を高めることができる。さらに、軟磁性バイアス膜の抵抗が高いことから、それに流れ込む電流の量を大幅に減らすことができる。従って、GMR膜の場合と同様に、このようなAMR膜を用いて構成した磁気抵抗効果ヘッドの磁気抵抗変化率を向上させ、さらにMR感度も上げることができる。

【0028】ここで、異方性磁気抵抗効果膜としては、パーマロイ合金等のNi-Fe系合金膜等が用いられる。また、必要に応じてAMR膜と結晶性軟磁性膜の間に形成される非磁性金属膜として、Ti、Ta、Zr、Pt、Au、Ag、Cu、Pd等を用いることができ、この非磁性膜の抵抗を考慮するとTi、Ta、Zrが、配向性の観点からはPt、Au、Ag、Cu、Pdが好ましい。なお、Pt、Au、Ag、Cu、Pdについては、Ni、Fe、Co、Cr、Mn等を添加して合金化することで、非磁性膜の高抵抗化を図ってもよい。ここで、この非磁性膜の膜厚は、そこに流れ込むシャント電流の量を抑える上で100nm以下とすることが好ましい。

【0029】前記第1および第2の磁気抵抗効果ヘッドにおいて、本発明の磁気抵抗効果ヘッドは、下地層として前記結晶性軟磁性膜の下地膜としてアモルファス磁性層を含むことができる。

【0030】つぎに、本発明の磁気抵抗効果デバイスは、NiFe合金からなる磁性膜は、Coをさらに含むこともできる。また前記NiFe合金は、一般式： $T_{1-(x+y)}M_xM'_y$ であらわされる組成を有する。式中、TはNiおよびFe、MはNb、Mo、V、W、Ti、Zr、HfおよびTaから選ばれた少なくとも1種の元素を、M'はCr、Rh、Os、Re、Si、Al、Be、GaおよびGeから選ばれた少なくとも1種の元素を、xおよびyは、それぞれ $0.001 \leq x \leq 0.20$ 、 $0.001 \leq y \leq 0.20$ を満足する数を示す。

【0031】また、上記Tは、一般式、 $Ni_{100-b}Fe_b$ で実質的に表される組成を有することが好ましい。ここでbはat%であって、 $0 < b \leq 50$ を満足する数値である。

【0032】また前記磁気抵抗効果デバイスにおいて、第1および第2の強磁性層の1層はCoまたはCo合金のfcc(111)配向膜からなる。このCo合金は、一般式 $Co_{100-a}Fe_a$ であらわされる組成を有する。ここでaはat%であって、 $5 \leq a \leq 40$ を満足する数値である。

【0033】さらに、この磁気抵抗効果デバイスは、磁性膜の下地にTi、Ta、Zr、Cr、NbおよびHfから選ばれた少なくとも1種を主成分とする非磁性金属膜を設けることもできる。

【0034】また、磁性膜の下地層としてアモルファス磁性層を含むこともできる。

【0035】

【発明の実施の形態】

【0036】

【実施例】以下、本発明の実施例について説明する。

【0037】実施例1

20 まず、熱酸化膜100nm付きSi基板上に、NiFeパーマロイに、NbとCrを添加した $Ni_{73.7}Fe_{19.0}Nb_{3.8}Cr_{3.5}$ 組成の結晶性軟磁性膜を10nmの膜厚で形成した。次いで、この結晶性軟磁性膜を軟磁性ヨーク膜として用いて、その上にCoFePd(4nm)/Cu(2.5nm)/CoFePd(4nm)の積層膜をスピンドルブ膜として形成し、さらにその上に反強磁性交換バイアス膜として膜厚15nmのFeMn合金膜を形成した。なお、軟磁性ヨーク膜の両端部下には、強磁性バイアス膜として膜厚20nmのCoPt膜を予め形成しておいた。そして、反強磁性交換バイアス膜上に、センス電流を供給するTa/Cu/Taからなる一对の端子を形成して、GMRヘッドを作製した。なお、GMRヘッドの具体的な構造は、図8に示した従来のGMRヘッドと同一とした。

【0038】比較例1

また、従来のGMRヘッドとして、実施例1と同様の熱酸化膜100nm付きSi基板上に、NiFe(10nm)/CoFePd(4nm)/Cu(2.5nm)/CoFePd(4nm)/FeMn(15nm)の積層膜を形成して、GMRヘッド(比較例1)を作製した。このようにして得た実施例1および比較例1のGMRヘッドにおけるfcc(111)配向性を調べた。図1は実施例1のGMRヘッドにおけるGMR膜のX線回折による(111)ピーク付近のプロファイルであり、図2は比較例1のGMRヘッドにおけるGMR膜の(111)ピーク付近のプロファイルである。

【0039】図1および図2から明らかなように、実施例1のGMRヘッドは、従来のGMRヘッドと比べて10倍以上の(111)ピーク強度が得られている。なお、肩になっているピークは積層構造に基くものであり、またfcc構造に関わるピークは他に見られないことから、(111)ピーク強度をfcc(111)配向性のパラメータとして用いることができる。

【0040】また、上述した実施例1および比較例1のGMRヘッドにおいて、比較例1のGMRヘッドで軟磁性ヨーク膜として用いたNiFeNbCr膜の抵抗は $110\mu\Omega\text{cm}$ であった。これは、比較例1のNiFeパーマロイの抵抗値が $30\mu\Omega\text{cm}$ であることを考えると、M元素およびM'元素の両元素が添加されることによって、高いfcc(111)配向性を示しながら抵抗値を高くし得ることが分かる。

【0041】さらに、重要な特性の1つである磁気抵抗変化率は、比較例1のGMRヘッドでは2.5%であったのに対し、実施例1のGMRヘッドでは10%を超える良好な値(10.3%)が得られ、MR感度も比較例1の1.0%に対して2.0%と向上していた。これはGMR膜と積層された軟磁性膜の高抵抗化およびfcc(111)配向性の向上に起因するものであり、特にfcc(111)配向性の向上がこれらの特性を上げているものと考えられる。

【0042】このように、NiFe合金等の主成分に性質の異なる2種類の元素を添加した結晶性軟磁性膜を用いることによって、GMRヘッドの特性の向上がみられ、本発明の有用性を示している。なお、これらの結果を表1および表2に示す。

【0043】次に、上記NiFeNbCr膜からなる結晶性軟磁性膜の膜厚と磁気抵抗変化率(GMR変化率)との関係を図3に示す。図3から、結晶性軟磁性膜の膜厚は1～100nmの範囲とすることが望ましいことが分かる。結晶性軟磁性膜の膜厚が1nm未満であると、膜の初期成長段階であるために結晶化し難く、配向性が悪くなることから、十分な磁気抵抗変化率が得られていない。一方、結晶性軟磁性膜の膜厚が100nmを超えると、シャント電流を十分に減少させることができないことから、磁気抵抗変化率が低下する傾向がある。

【0044】本実施例の主成分であるNiFeの成分の良好な範囲としては、軟磁気特性と磁気モーメントの大きさのバランスを考慮するとNiが60at.%から90at.%の範囲、Feが40at.%から10at.%の範囲が望ましい。

【0045】また、主成分として、NiFeCoの3元系を用いることもできる。前述のNiFeの組成範囲に対して、Coを50at.%未満に入れることにより軟磁気特性を改良させることができる。しかしこれ以上入れると保磁力Hcが大きくなりすぎて、軟磁気特性が悪くなってしまう。

【0046】なお、本実施例については、熱酸化膜付きSi基板を用いたが、アルチック基板に成膜したアルミナ膜を用いても同様な効果が確認できた。

【0047】実施例2

実施例1では、熱酸化膜付きSi基板、あるいはアルミナ膜上に直接結晶性軟磁性膜を成長させた場合について行ったが、実施例2では、熱酸化膜付きSi基板、あるいはアルミナ膜による下地の影響を緩和し、スピンドル膜のfcc(111)配向性を高めるために、結晶性軟磁性膜の下地膜として、アモルファスのCo₈₇Zr_{5.5}Nb_{7.5}膜を10nm成膜し、その上にNi_{73.7}Fe_{19.0}Nb_{3.8}Cr_{3.5}組成

の結晶性軟磁性膜を5nmの膜厚で成膜した。ついでその上に実施例1と同様のスピンドル膜と反強磁性交換バイアス膜を形成した。

【0048】このようにして作成したGMRヘッドにおけるGMR膜のfcc(111)配向性を調べた。その結果、fcc(111)ピークを示す強度が実施例1とほぼ等しいことを確認した。これは結晶性軟磁性膜の膜厚が実施例1の半分になっているにもかかわらず高いfcc(111)配向をしていることを示している。

10 【0049】このように本実施例2では、下地膜にシャント電流が流れてしまうが、高いfcc(111)配向が得られ、結果としてGMR変化率が11%、GMR感度が2.2%/Oeと実施例1より高くなつた。また下地膜を用いることにより結晶性軟磁性膜と併せて高い軟磁性を得ることができた。

【0050】また、下地膜を形成した時の結晶性軟磁性膜の膜厚と磁気抵抗変化率(GMR変化率)との関係を図4に示す。図3とは異なり、5nm付近の膜厚で高い磁気抵抗変化率が得られ、下地膜は結晶性軟磁性膜の成長を助けていることが分かる。この結晶性軟磁性膜のfcc(111)配向性を高める下地膜にはアモルファスのCoZrNb系、FeTa系また微結晶膜のFeN系、FeZrN系などが同様な効果を示す。

【0051】実施例3
前述の実施例2では結晶性軟磁性膜のfcc(111)配向性を高める下地膜として単層の下地膜を用いたが、その下地膜の代わりに非磁性の下地膜と磁性下地膜からなる多層膜も使用することができる。

【0052】本実施例では、非磁性膜にTaを5nm、その上にCo₈₇Zr_{5.5}Nb_{7.5}膜を5nm形成した下地の上に、Ni_{73.7}Fe_{19.0}Nb_{3.8}Cr_{3.5}組成の結晶性軟磁性膜を5nm成膜し、次いで、その上に実施例1と同様のスピンドル膜と反強磁性交換バイアス膜を形成した。

【0053】このようにして作成したGMRヘッドにおけるGMR膜のfcc(111)配向性を調べた。その結果、fcc(111)ピークを示す強度が実施例1とほぼ等しいことがわかり、前記のような2層の下地膜を用いても高いfcc(111)配向性を維持することが出来、結果としてGMR変化率が11%、GMR感度が2.2%/Oeと実施例2とほぼ同等な値が得られている。さらに本実施例では実施例2よりもトータルの磁気モーメントが少ない。そのためヘッド化した際に媒体からの磁束密度が増大し、出力向上が期待できる。

【0054】本実施例の非磁性下地膜としては、Taの他に、Ti、Zr、Cr、NbおよびHfについても同様な効果を確認することができた。また非磁性下地膜の膜厚は1nmから10nmの範囲が望ましい。1nm以下では1層の膜としての成膜が難しいことと、10nmを越える膜厚ではシャント電流も増加する。磁性下地膜も1nm以下では1層の膜としての成膜が難しいことと、10nmを越える膜厚ではシャント電流も増加する。

11

ト電流も増加するし、この膜厚以上であれば、非磁性下地膜は必要としない。

【0055】本実施例のヘッド構造としては図8の構造でも用いることができるが、強磁性バイアス膜12と軟磁性膜11との交換結合が、本非磁性下地膜により切れてしまう恐れがある。そのため図9のように非磁性下地膜13が強磁性バイアス膜12の下地に配置されることが配置されることが望ましい。

【0056】前記実施例2および3において示された結晶性軟磁性膜の添加元素は次に述べる実施例4～34に示す元素についても同様な効果が認められた。

【0057】実施例4～34、比較例2～13

上記実施例1における結晶性軟磁性膜を表1および表2に示す各組成の結晶性軟磁性膜に代える以外は、実施例*

12

*1と同様にしてGMRヘッドを作製した。また、本発明との比較例として、NiFe合金からなる主成分にM元素のみを添加した結晶性軟磁性膜を用いたGMRヘッド（比較例2～9）、NiFe合金からなる主成分にM'元素のみを添加した結晶性軟磁性膜を用いたGMRヘッド（比較例10～13）を、それぞれ実施例1と同様に作製した。

【0058】これら各実施例および比較例のGMRヘッドにおける結晶性軟磁性膜の(111)ピーク強度および抵抗値を測定すると共に、GMRヘッドのGMR変化率およびGMR感度を測定した。それらの値を表1および表2に併せて示す。

【0059】

【表1】

	結晶性軟磁性膜組成			(111)	ρ	GMR _{変化率}	GMR _{感度}	
	主成分	M(at%)	M'(at%)	E-7	($\mu\Omega\text{cm}$)	(%)	(%/Oe)	
実施例	1	NiFe	Nb(3.8)	Cr(3.5)	2500	110	10.3	2.0
	4	NiFe	Mo(4.8)	Cr(3.5)	2600	105	10.5	1.8
	5	NiFe	V(2.6)	Cr(3.5)	2400	100	11.0	2.2
	6	NiFe	W(1.7)	Cr(3.5)	2500	120	9.8	1.6
	7	NiFe	Ti(2.7)	Cr(3.5)	3000	115	10.2	1.7
	8	NiFe	Zr(1.9)	Cr(3.5)	2400	100	10.6	2.3
	9	NiFe	Hf(2.4)	Cr(3.5)	2600	110	10.8	1.8
	10	NiFe	Ta(3.2)	Cr(3.5)	2100	103	11.1	1.5
	11	NiFe	Nb(3.4)	Rh(5.0)	2400	107	10.1	2.6
	12	NiFe	Mo(4.6)	Rh(5.0)	2400	112	9.5	1.1
	13	NiFe	V(2.4)	Rh(5.0)	2800	108	9.8	1.2
	14	NiFe	W(1.8)	Rh(5.0)	3200	104	10.2	1.6
	15	NiFe	Ti(2.6)	Rh(5.0)	2600	103	11.3	1.7
	16	NiFe	Zr(1.7)	Rh(5.0)	2900	110	10.4	1.3
	17	NiFe	Hf(2.2)	Rh(5.0)	3100	100	10.6	2.0
	18	NiFe	Ta(3.4)	Rh(5.0)	2600	106	10.2	2.0
	19	NiFe	Nb(3.2)	Os(4.1)	2700	104	10.1	2.4
	20	NiFe	Mo(4.4)	Os(4.1)	2800	108	10.9	2.3
	21	NiFe	V(2.2)	Os(4.1)	2400	102	10.7	2.0
	22	NiFe	W(1.6)	Os(4.1)	2600	106	9.6	1.8
	23	NiFe	Ti(2.1)	Os(4.1)	2500	113	10.4	1.4
	24	NiFe	Zr(1.5)	Os(4.1)	2400	104	10.2	1.7
	25	NiFe	Hf(2.6)	Os(4.1)	2300	102	10.6	1.6
	26	NiFe	Ta(2.8)	Os(4.1)	3500	106	11.8	2.1

【表2】

13

14

	結晶性軟磁性膜組成			(111)	ρ	GMR値	GMR値	
	主成分	M(at%)	M'(at%)	t-N膜	($\mu\Omega\text{cm}$)	(%)	(%/Oe)	
実施例	27	NiFe	Nb(3.0)	Si(6.2)	4000	112	11.7	2.6
	28	NiFe	Mo(4.1)	Si(6.2)	3800	115	11.5	2.4
	29	NiFe	V(2.0)	Si(6.2)	2600	118	10.4	2.2
	30	NiFe	W(1.9)	Si(6.2)	2400	104	10.5	1.6
	31	NiFe	Ti(3.0)	Si(6.2)	2800	103	10.4	2.7
	32	NiFe	Zr(2.0)	Si(6.2)	3100	107	10.9	1.9
	33	NiFe	Hf(2.5)	Si(6.2)	2600	102	10.7	2.4
	34	NiFe	Ta(3.0)	Si(6.2)	2400	100	10.5	2.1
比較例	1	NiFe	—	—	400	30	2.5	0.6
	2	NiFe	Nb(3.8)	—	650	82	5.2	0.7
	3	NiFe	Mo(4.8)	—	500	75	4.2	0.5
	4	NiFe	V(2.4)	—	620	83	5.0	0.8
	5	NiFe	W(1.8)	—	580	78	4.8	0.6
	6	NiFe	Ti(2.1)	—	610	75	5.0	0.6
	7	NiFe	Zr(1.5)	—	640	85	5.2	0.7
	8	NiFe	Hf(2.5)	—	600	78	4.9	0.5
	9	NiFe	Ta(3.6)	—	550	80	4.5	0.5
	10	NiFe	—	Cr(8.5)	2000	58	7.2	1.2
	11	NiFe	—	Rh(5.0)	1800	56	7.0	1.1
	12	NiFe	—	Os(4.1)	2100	61	6.8	0.9
	13	NiFe	—	Si(6.2)	1600	55	7.1	1.0

表1および表2から明らかなように、各実施例のGMRヘッドにおいては、fcc(111)配向性に優れると共に高抵抗を示しており、これらによって優れた特性が得られている。これに対して、M元素のみを添加した結晶性軟磁性膜では、多少の高抵抗化は図られているものの十分ではなく、かつfcc(111)配向性を向上させることができないことが分かる。また、M'元素のみを添加した結晶性軟磁性膜では、fcc(111)配向性は向上しているものの、やはり十分な高抵抗が得られていないことが分かる。これらによって、各比較例のGMRヘッドでは十分な特性が得られていない。

【0060】実施例35、比較例14

熱酸化膜付きSi基板上に、NiFeパーマロイにZrとRhを添加したNi_{75.1}Fe_{18.2}Zr_{1.7}Rh_{5.0}組成の結晶性軟磁性膜を30nmの膜厚で形成した。次いで、この結晶性軟磁性膜を軟磁性バイアス膜として用いて、その上に非磁性膜として膜厚40nmのTi膜とAMR膜として膜厚40nmのNiFe合金膜を形成した。そして、AMR膜上にセンス電流を供給するためのCuからなる一対の端子を形成することによって、AMRヘッドを作製した。なお、AMRヘッドの具体的な構造は、図5に示した従来のAMRヘッドと同*50

30*一とした。

【0061】上述した実施例によるAMRヘッドにおいては、磁気抵抗変化率は3%を超える良好な値(3.4%)を示した。一方、軟磁性バイアス膜に従来から用いられるCoZr系膜を用いた場合の磁気抵抗変化率は1%程度であった(比較例14)。CoZr系膜の抵抗率は100 $\mu\Omega\text{cm}$ であり、NiFeZrRh軟磁性膜とほとんど変わらないので、磁気抵抗変化率の違いはAMR膜のfcc(111)配向性の向上が大きく影響していると考えることができ、本発明の有用性を示している。なお、結果を表3および表4に示す。

40 【0062】実施例36～67、比較例15～26

上記実施例35における結晶性軟磁性膜を表3および表4に示す各組成の結晶性軟磁性膜に代える以外は、実施例35と同様にしてAMRヘッドを作製した。また、本発明との比較例として、NiFe合金からなる主成分にM元素のみを添加した結晶性軟磁性膜を用いたAMRヘッド(比較例15～22)、NiFe合金からなる主成分にM'元素のみを添加した結晶性軟磁性膜を用いたAMRヘッド(比較例23～26)を、それぞれ実施例35と同様に作製した。

【0063】これら各実施例および比較例のAMRヘッ

ドにおける磁気抵抗変化率を測定した。それらの値を表3および表4に併せて示す。

【0064】

【表3】

	結晶性軟磁性組成			MR値 (%)	
	主成分	M(at%)	W(at%)		
実施例	35	NiFe	Zr(1.7)	Rh(5.0)	3.4
	36	NiFe	Nb(3.8)	Cr(3.5)	3.1
	37	NiFe	Mo(4.8)	Cr(3.5)	3.2
	38	NiFe	V(2.6)	Cr(3.5)	3.0
	39	NiFe	W(1.7)	Cr(3.5)	2.8
	40	NiFe	Ti(2.7)	Cr(3.5)	2.9
	41	NiFe	Zr(1.9)	Cr(3.5)	3.4
	42	NiFe	Hf(2.4)	Cr(3.5)	3.2
	43	NiFe	Ta(3.2)	Cr(3.5)	3.1
	44	NiFe	Nb(3.4)	Rh(5.0)	2.6
	45	NiFe	Mo(4.6)	Rh(5.0)	2.5
	46	NiFe	V(2.4)	Rh(5.0)	2.8
	47	NiFe	W(1.8)	Rh(5.0)	2.9
	48	NiFe	Ti(2.6)	Rh(5.0)	3.0
例	49	NiFe	Zr(1.7)	Rh(5.0)	3.4
	50	NiFe	Hf(2.2)	Rh(5.0)	2.7
	51	NiFe	Ta(3.4)	Rh(5.0)	3.5
	52	NiFe	Nb(3.2)	Os(4.1)	3.4
	53	NiFe	Mo(4.4)	Os(4.1)	2.6
	54	NiFe	V(2.2)	Os(4.1)	2.8
	55	NiFe	W(1.6)	Os(4.1)	2.4
	56	NiFe	Ti(2.1)	Os(4.1)	2.3
	57	NiFe	Zr(1.5)	Os(4.1)	2.9
	58	NiFe	Hf(2.6)	Os(4.1)	3.5

10

20

30

【表4】

	結晶性軟磁性膜組成			MR変化率 (%)	
	主成分	M(at%)	M'(at%)		
実施例	59	NiFe	Ta(2.8)	Os(4.1)	3.3
	60	NiFe	Nb(3.0)	Si(6.2)	3.1
	61	NiFe	Mo(4.1)	Si(6.2)	3.2
	62	NiFe	V(2.0)	Si(6.2)	3.0
	63	NiFe	W(1.9)	Si(6.2)	3.2
	64	NiFe	Ti(3.0)	Si(6.2)	3.1
	65	NiFe	Zr(2.0)	Si(6.2)	3.4
	66	NiFe	Hf(2.5)	Si(6.2)	3.0
	67	NiFe	Ta(3.5)	Si(6.2)	2.7
	14	(CoZr)		1.0	
比較例	15	NiFe	Nb(3.8)	—	1.5
	16	NiFe	Mo(4.8)	—	1.2
	17	NiFe	V(2.4)	—	1.4
	18	NiFe	W(1.8)	—	1.8
	19	NiFe	Ti(2.1)	—	1.0
	20	NiFe	Zr(1.5)	—	1.1
	21	NiFe	Hf(2.5)	—	0.9
	22	NiFe	Ta(3.6)	—	0.8
	23	NiFe	—	Cr(3.5)	1.8
	24	NiFe	—	Hf(5.0)	1.7
	25	NiFe	—	Os(4.1)	1.9
	26	NiFe	—	Si(6.2)	1.6

上述した各実施例と比較例とを比較すると、磁気抵抗変化率が大きくなっていることが分かる。これは実施例35と同様に、結晶性軟磁性膜を用いたことによるAMR膜のfcc(111)配向性が向上したためと考えることができる。

【0065】実施例6.8

熱酸化膜付きSi基板上に、下地として膜厚5nmのTi膜からなる非磁性金属膜を介在させて、Ni_{73.7}Fe_{19.0}Nb_{3.8}Cr_{3.5}組成の結晶性軟磁性膜を10nmの膜厚で形成した。次いで、その上に実施例1と同様のスピンドルブロード膜と反強磁性交換バイアス膜を形成した。

【0066】このようにして得た実施例6.8のGMRヘッドにおけるfcc(111)配向性を調べた。その結果、fcc(111)強度を示すピークが1200と、下地の非磁性膜を介在させないときより約5倍大きくなっていることを確認した。これはTi膜からなる非磁性金属膜が結晶性軟磁性膜の成長を助けることにより、10nmという薄い膜厚において結晶化させることができ、その上のGMR膜の配向性を高めることができたためである。そのため、GMR変化率は12.4%、またGMR感度も2.4%/Oeと実施例1よりも高くなっている。

30*【0067】また、下地膜として上記Ti膜からなる非磁性金属膜を形成したときの結晶性軟磁性膜の膜厚と磁気抵抗変化率(GMR変化率)との関係を図5に示す。図3と比較すると、特に膜厚が薄いときに高い磁気抵抗変化率が得られていることが分かる。

【0068】本実施例のヘッド構造としては図8の構造でも用いることができるが、強磁性バイアス膜1.2と軟磁性膜1.1との交換結合が、本非磁性下地膜により切れてしまう恐れがある。そのため図9のように非磁性下地膜1.3が強磁性バイアス膜1.2の下地に配置されること40が配置されることが望ましい。

【0069】実施例6.9~9.9

上記実施例6.8における結晶性軟磁性膜を表5および表6に示す各組成の結晶性軟磁性膜に代える以外は、実施例6.8と同様にしてGMRヘッドを作製した。これら各実施例のGMRヘッドにおける結晶性軟磁性膜の(111)ピーク強度を測定すると共に、GMRヘッドのGMR変化率およびGMR感度を測定した。それらの値を表5および表6に併せて示す。

【0070】

【表5】

19

20

	結晶性軟磁性膜組成			(111)	GMR _{初期}	GMR _変	
	主成分	M(at%)	W(at%)	E-9強	(%)	(%/Oe)	
実 施 例	68	NiFe	Nb(3.8)	Cr(3.5)	12000	12.4	2.4
	69	NiFe	Mo(4.8)	Cr(3.5)	12500	12.6	2.2
	70	NiFe	V(2.6)	Cr(3.5)	11500	13.2	2.6
	71	NiFe	W(1.7)	Cr(3.5)	12000	11.8	1.9
	72	NiFe	Ti(2.7)	Cr(3.5)	14400	12.2	2.0
	73	NiFe	Zr(1.9)	Cr(3.5)	16300	12.7	2.8
	74	NiFe	Hf(2.4)	Cr(3.5)	12500	13.1	2.2
	75	NiFe	Ta(3.2)	Cr(3.5)	10100	13.3	1.8
	76	NiFe	Nb(3.4)	Rh(5.0)	11500	12.1	3.1
	77	NiFe	Mo(4.6)	Rh(5.0)	16300	11.4	1.3
例	78	NiFe	V(2.4)	Rh(5.0)	13400	11.8	1.4
	79	NiFe	W(1.8)	Rh(5.0)	15400	12.2	1.9
	80	NiFe	Ti(2.5)	Rh(5.0)	12500	13.6	2.0
	81	NiFe	Zr(1.7)	Rh(5.0)	13900	12.5	1.6
	82	NiFe	Hf(2.2)	Rh(5.0)	14900	12.7	2.4
	83	NiFe	Ta(3.4)	Rh(5.0)	12500	12.2	2.4
	84	NiFe	Nb(3.2)	Os(4.1)	13000	12.1	2.9
	85	NiFe	Mo(4.4)	Os(4.1)	13400	13.1	2.8
	86	NiFe	V(2.2)	Os(4.1)	11500	12.8	2.4
	87	NiFe	W(1.6)	Os(4.1)	12500	11.5	2.2
40	88	NiFe	Ti(2.1)	Os(4.1)	12000	12.5	1.7
	89	NiFe	Zr(1.5)	Os(4.1)	11500	12.2	2.0
	90	NiFe	Hf(2.6)	Os(4.1)	11000	12.7	1.9
	91	NiFe	Ta(2.8)	Os(4.1)	16800	14.2	2.5

【表6】

	結晶性軟磁性膜組成			(111)	GMR _{初期}	GMR _変	
	主成分	M(at%)	W(at%)	E-9強	(%)	(%/Oe)	
実 施 例	92	NiFe	Nb(3.0)	Si(6.2)	19200	14.0	3.1
	93	NiFe	Mo(4.1)	Si(6.2)	18200	13.8	2.9
	94	NiFe	V(2.0)	Si(6.2)	12500	12.5	2.6
	95	NiFe	W(1.9)	Si(6.2)	11500	12.6	1.9
	96	NiFe	Ti(3.0)	Si(6.2)	13400	12.5	3.2
	97	NiFe	Zr(2.0)	Si(6.2)	14900	13.1	2.3
	98	NiFe	Hf(2.5)	Si(6.2)	12500	12.8	2.9
	99	NiFe	Ta(3.6)	Si(6.2)	11500	12.6	2.5

上述した各実施例は、比較例1～13と比較してfcc(111)ピーク強度が5倍近く大きくなっていることが分かる。また、GMR変化率およびGMR感度も向上していることを確認した。

*【0071】なお、Tiの他にTa、Zr、Cr、Nb、Hfについても、それぞれ結晶性軟磁性膜の下地として形成してGMRヘッドを作製し、fcc(111)ピーク強度が約3～5倍程度大きくなることを確認した。

【0072】

【発明の効果】以上説明したように、本発明の磁気抵抗効果ヘッドによれば、高抵抗でかつ配向性の向上を図ることが可能な結晶性軟磁性膜を、磁気抵抗効果膜の下地として配置しているため、磁気抵抗変化率等の特性を向上させることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の一実施例によるGMRヘッドのX線プロファイルを示す図である。

【図2】従来のGMRヘッドのX線プロファイルを示す図である。

【図3】本発明の一実施例によるGMRヘッドの結晶性軟磁性膜の膜厚と磁気抵抗変化率との関係を示す特性図である。

21

【図4】 本発明の他の実施例によるGMRヘッドの結晶性軟磁性膜の膜厚と磁気抵抗変化率との関係を示す特性図である。

【図5】 本発明のさらに他の実施例によるGMRヘッドの結晶性軟磁性膜の膜厚と磁気抵抗変化率との関係を示す特性図である。

【図6】 AMR効果を示す図である。

【図7】 AMRヘッドの要部構造を示す斜視図である。

【図8】 GMRヘッドの要部構造を示す斜視図である。

22

る。

【図9】 他のGMRヘッドの要部構造を示す斜視図である。

【符号の説明】

1 ……AMR膜

3 ……軟磁性バイアス膜

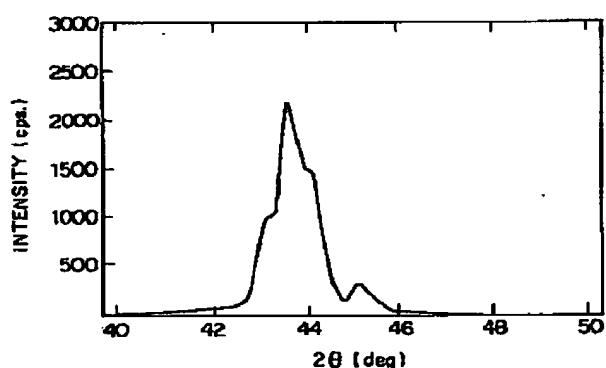
6、8 ……強磁性層

7 ……非磁性中間層

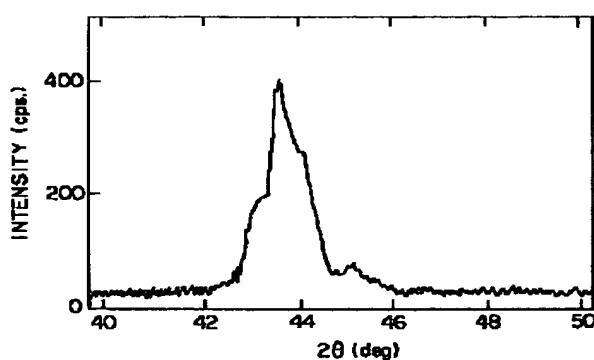
9 ……GMR膜

10 11 ……軟磁性下地膜

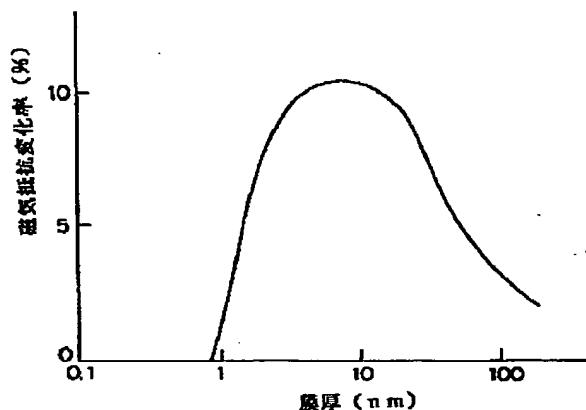
【図1】



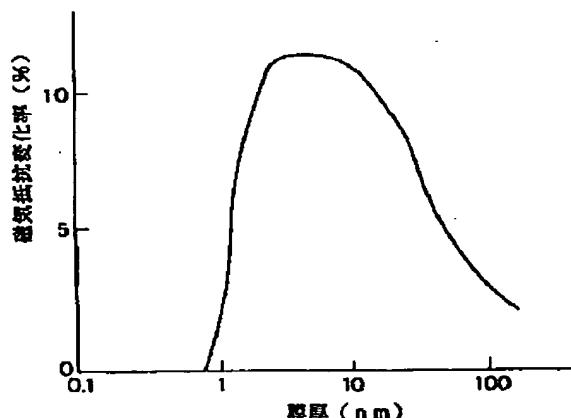
【図2】



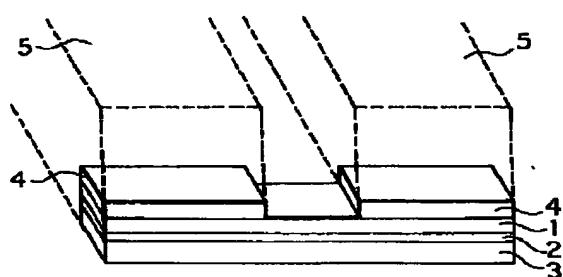
【図3】



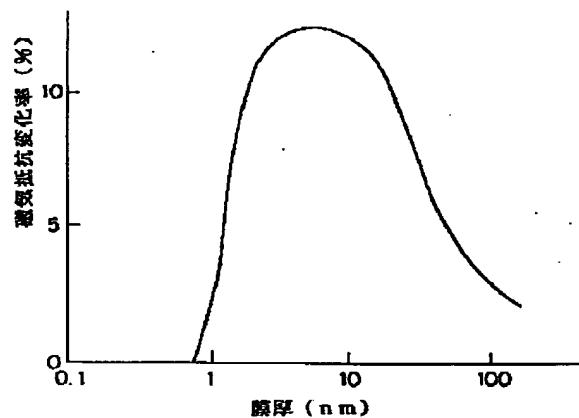
【図4】



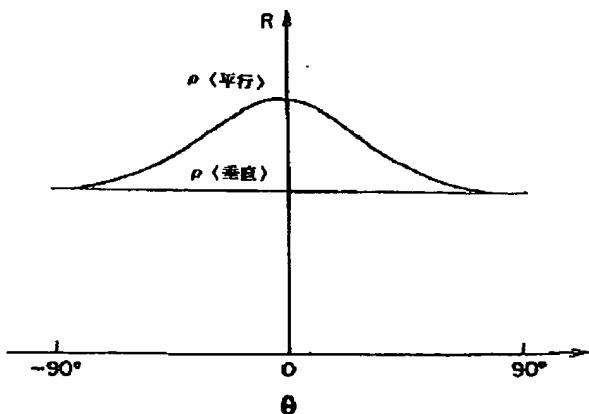
【図7】



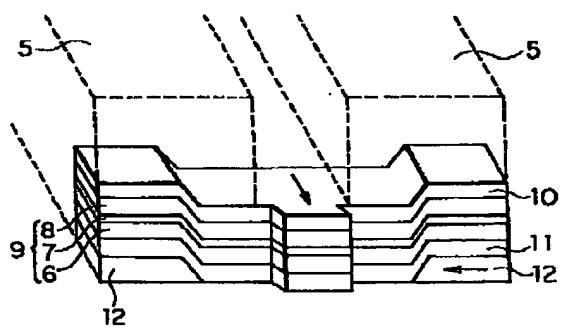
【図5】



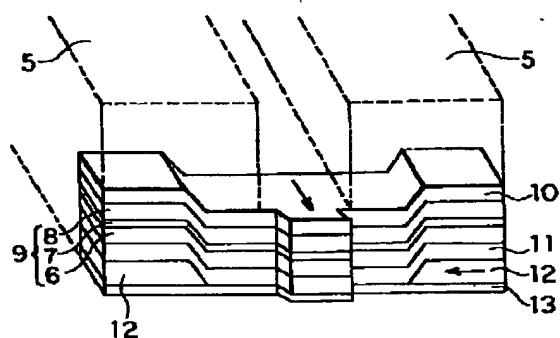
【図6】



【図8】



【図9】



フロントページの続き

(72)発明者 橋本 進
神奈川県川崎市幸区小向東芝町1番地 株
式会社東芝研究開発センター内

(72)発明者 福家 ひろみ
神奈川県川崎市幸区小向東芝町1番地 株
式会社東芝研究開発センター内
(72)発明者 船山 知己
神奈川県川崎市幸区小向東芝町1番地 株
式会社東芝研究開発センター内

* NOTICES *

Japan Patent Office is not responsible for any damages caused by the use of this translation.

Translation for
8-315326

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[The technical field to which invention belongs] this invention relates to the magnetoresistance-effect head used for a magnetic disk unit etc.

[0002]

[Description of the Prior Art] Generally, read-out of the information recorded on the magnetic-recording medium moves relatively the magnetic head for regeneration which has a coil to a record medium, and is performed by the technique of detecting the voltage by which an induction is carried out to a coil by the electromagnetic induction generated then. Moreover, when reading an information, using a magnetoresistance-effect head (it being hereafter described as an MR head) is also known.

[0003] The electric resistance of a certain kind of ferromagnetic uses the phenomenon of changing according to an external magnetic field strength, and the MR head mentioned above is known as a high-sensitivity head for magnetic-recording mediums. In recent years, small and large capacity-ization of a magnetic-recording medium are advanced, and the relative velocity of the magnetic head for regeneration at the time of read-out of an information and a magnetic-recording medium becomes small. For this reason, even if it is parvus relative velocity, the expectation for the MR head which can take out a big output is increasing.

[0004] The anisotropy magnetoresistance effect from which electric resistance changes as an MR head mentioned above here depending on the angle of the orientation of a current, and magnetization of a ferromagnetic layer to accomplish (It is hereafter described as AMR) is shown. AMR head using the nickel-Fe system alloy ***** permalloy alloy layer etc., It has the laminated structure of a ferromagnetic layer and a nonmagnetic interlayer, and the GMR head using the spin bulb layer and artificial grid layer in which the huge magnetoresistance effect (it is hereafter described as GMR) is shown is known. Generally AMR head is $\rho_{\parallel} > \rho_{\perp}$ based on resistivity [when an input current (sense current) and magnetization M are parallel] ρ_{\parallel} differing from resistivity [when perpendicular] ρ_{\perp} greatly. When the angle of current i and magnetization M to accomplish is set to theta, resistance rho of AMR layer is $\rho = \rho_{\parallel} \cos^2 \theta + \rho_{\perp} \sin^2 \theta$. It can express theta, and as shown in drawing 5, resistance rho changes. Therefore, when using AMR head as reproducing head, the greatest magnetic-reluctance rate of change can be obtained by leaning theta to the neighborhood 45 degrees.

[0005] As concrete structure of AMR head, the structure shown, for example in drawing 7 is known (**** technique MR 87-3 (1987) etc.). The AMR layer 1 is formed on the soft-magnetism bias layer 3 through the nonmagnetic membrane 2, and laminating formation of the terminals 5 and 5 which supply the antiferromagnetism bias layers 4 and 4 and a sense current on the both ends of the AMR layer 1 is carried out as illustrated. By passing a sense current on such an AMR head, the magnetic field which the current builds starts the soft-magnetism bias layer 3. Thereby, it is magnetized and the soft-magnetism bias layer 3 can rotate magnetization of the AMR layer 1 by the magnetic field which the magnetization builds. As for such an AMR head, a possibility that magnetic-reluctance rate of change may be about 3%, and cannot correspond to a fall of the signal magnetic field from the magnetic-recording medium accompanied by a raise in recording density has produced what shows good *****.

[0006] Then, recently, as shown in drawing 8, the GMR head using the GMR layers 9, such as a sandwich-structure layer of ferromagnetic layer 6 / 7/ferromagnetism layer 8 of nonmagnetic interlayers, attracts attention. The magnetic-reluctance rate of change of a GMR head is in ordinary temperature. The thing exceeding 10% is reported (references, such as the Magnetics Society of Japan 17 and 91 (1993)).

[0007] When the magnetization which is included in the ferromagnetic layers 6 and 8 unlike AMR head is mutually

parallel, a GMR head's resistance is low, and resistance becomes high when it is anti-parallel. In the case of the structure of drawing 8, magnetization of the upper ferromagnetic layer 8 fixes with the antiferromagnetism exchange bias layer 10, and the lower ferromagnetic layer 6 is constituted so that magnetization may move freely. And input magnetic flux can be certainly drawn in the GMR layer 9 by arranging the soft-magnetism substratum layer 11 in contact with this ferromagnetic layer 6. Furthermore, since ferromagnetic distributor shaft coupling of this soft-magnetism substratum layer 11 and the ferromagnetic layer 6 is carried out, in connection with magnetization rotation of the soft-magnetism substratum layer 11, magnetization of the ferromagnetic layer 6 rotates them. In addition, the ferromagnetic bias layers 12 and 12 are formed in the ends lower part of the soft-magnetism substratum layer 11, respectively.

[0008] By the way, also in any of AMR head and a GMR head, in order to read record by taking out the resistance change by the signal magnetic field, a sense current will be inputted and resistance change will be taken out as a change of potential. Here, it touches directly, and that the soft-magnetism bias layer 3 and the soft-magnetism substratum layer 11 which were mentioned above are as indirect as the AMR layer 1 or the GMR layer 9, or since it is arranged, a sense current will flow also on these soft-magnetisms layers 3 and 11. The amount of the current which flows into these soft-magnetism layers 3 and 11, and the amount of the so-called shunt current will not be able to be disregarded, but resistance change will become small compared with the time of there being no it. Temporarily, supposing resistance of the soft-magnetism layers 3 and 11 is the same as that of resistance of the AMR layer 1 or the GMR layer 9, magnetic-reluctance rate of change will become half. Since it is such, the soft-magnetism layers 3 and 11 are expected for resistance to be strong.

[0009] On the other hand, as shown in the drawing 7 and the drawing 8, the soft-magnetism layers 3 and 11 will be formed in the AMR layer 1 and GMR layer 9 bottom in many cases, and the soft-magnetism layers 3 and 11 will affect the stacking tendency of the AMR layer 1 or the GMR layer 9 in such arrangement. It is enabled to raise an element property by generally giving the work which raises the fcc (111) stacking tendency of the AMR layer 1 or the GMR layer 9 to the soft-magnetism layers 3 and 11 here.

[0010] A permalloy layer is used for the soft-magnetism layers 3 and 11 there, and it is fcc (111) of the GMR layer 9. To raise a stacking tendency is tried. However, since sufficient magnetic-reluctance rate of change is not obtained, it turns out that fcc (111) stacking tendency by the permalloy layer is still inadequate.

[0011] Moreover, in order to improve the property of the soft-magnetism layers 3 and 11, NiFe is made into a principal component, and how to add an alloying element to this can be considered. increasing resistance is actually reported by adding Nb, Zr, etc. -- **** (J. Appl.Phys. 69, 5631 (1991)) -- already -- About fcc (111) stacking tendency which is a property with one [important], it will not be improved so much, but will fall conversely by increasing an addition, not to mention it, above to some extent, and saturation magnetization will also fall.

[0012]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] As mentioned above, conventionally, although the proposal about a raise in resistance of the soft-magnetism layer used as the substratum of AMR layer or GMR layer is made, the enhancement in the stacking tendency of AMR layer or GMR layer is not fully considered, and the soft-magnetism layer to which it can carry out satisfactory [of both a raise in resistance and the enhancement in fcc (111) stacking tendency] is not obtained.

[0013] this invention is raising fcc (111) stacking tendency, and aims at offering the magnetoresistance-effect head which aimed at enhancement in properties, such as magnetic-reluctance rate of change, while it increases resistance of the soft-magnetism layer which was made in order to cope with such a technical problem, and serves as the substratum of MR layer.

[0014]

[Means for Solving the Problem] The 1st magnetoresistance-effect head in this invention In the magnetoresistance-effect head which has the huge magnetoresistance-effect layer which has been arranged through a nonmagnetic interlayer, and which has the ferromagnetic layer of a couple at least, and the crystalline soft-magnetism layer prepared in contact with any or one side as a substratum of the ferromagnetic layer of the aforementioned couple the aforementioned crystalline soft-magnetism layer was chosen out of nickel, Fe, and Co -- at least -- one sort is made into a principal component and it was chosen out of Nb, Mo, V, and W, Ti, Zr, Hf and Ta -- at least -- With one sort it was chosen out of Cr, Rh, Os, Re, Si, aluminum, Be, Ga, and germanium -- at least -- One sort is characterized by being added simultaneously.

[0015] Moreover, the 2nd magnetoresistance-effect head of this invention In the magnetoresistance-effect head which has the crystalline soft-magnetism layer which touches directly as a substratum of an anisotropy magnetoresistance-

effect layer and the aforementioned anisotropy magnetoresistance-effect layer, or was prepared through the nonmagnetic membrane the aforementioned crystalline soft-magnetism layer was chosen out of nickel, Fe, and Co -- at least -- one sort is made into a principal component and it was chosen out of Nb, Mo, V, and W, Ti, Zr, Hf and Ta -- at least -- With one sort it was chosen out of Cr, Rh, Os, Re, Si, aluminum, Be, Ga, and germanium -- at least -- One sort is characterized by being added simultaneously.

[0016] The magnetoresistance-effect device of this invention Moreover, the 1st and the 2nd ferromagnetic layer, The cascade screen which consists of a non-magnetic layer arranged between the above 1st and the 2nd ferromagnetic layer, In the magnetoresistance-effect device which consists of a magnetic film which consists of a NiFe alloy arranged on the aforementioned cascade screen in contact with at least one of the above 1st and the 2nd ferromagnetic layers One of the above 1st and the 2nd ferromagnetic layers consists of Co or a Co alloy. moreover, the aforementioned NiFe alloy it was chosen out of Cr, Rh, Os, Re, Si, aluminum, Be, Ga, and germanium with at least one sort chosen out of Nb, Mo, V, and W, Ti, Zr, Hf and Ta -- at least -- One sort is characterized by being added simultaneously.

[0017] this invention is explained further in detail below.

[0018] the crystalline soft-magnetism layer used by this invention was chosen out of nickel, Fe, and Co as a principal component -- at least -- The grain boundary is formed in order to raise resistance and ***** of this principal component using one sort of elements. M element is added. As this principal component, NiFe alloy is desirable and it is general formula and nickel100-b Feb especially. The alloy which has the composition expressed is more desirable. here b -- at% -- it is -- $0 < b \leq 50$ -- more -- desirable -- $10 < b \leq 40$ It is the numeric value to satisfy.

[0019] moreover -- it is chosen out of Nb, Mo, V, and W, Ti, Zr, Hf and Ta as an M element -- at least -- One sort of elements can be mentioned. However, if the addition of M element is made [many], although resistance increases, a grain boundary will become fine and, finally it will become amorphously closely. for this reason -- the viewpoint of maintaining a stacking tendency *** not much many M elements cannot be added -- the property searched for only by addition of only M element cannot be acquired

[0020] Then, it dissolves with the principal component described above within crystal grain, and fcc (111) stacking tendency is raised, and it differs from grain-boundary formation of contributing to electronic dispersion near the Fermi surface. M' element is further added in this invention. thereby -- a crystalline soft-magnetism layer -- for example, -- It is enabled to obtain the outstanding ***** of high permeability, and good fcc (111) stacking tendency, attaining high resistance-ization exceeding 100micromegacm. It is such. As an M' element, it is that it is few as being chosen out of Cr, Rh, Os, Re, Si, aluminum, Be, Ga, and germanium. One sort of elements can be mentioned. However, it is such. In addition of only M' element, sufficient high resistance-ization of a crystalline soft-magnetism layer cannot be attained.

[0021] it mentioned above M element -- and -- if each M' element is added too much superfluously, in order for fcc (111) stacking tendency and ***** to fall -- M element -- and -- It is desirable to make any addition of M' element into less than [20at%], and, less than [0.1at%], it cannot fully acquire those addition effects. Therefore, the crystalline soft-magnetism layer used by this invention is general formula M'y (among a formula). : $T1-(x+y) Mx T$ was chosen out of nickel, Fe, and Co -- at least -- One sort of elements M was chosen out of Nb, Mo, V, and W, Ti, Zr, Hf and Ta -- at least -- One sort of elements M' was chosen out of Cr, Rh, Os, Re, Si, aluminum, Be, Ga, and germanium -- at least -- One sort of elements x -- and -- y the number with which it is satisfied of $0.001 \leq x \leq 0.200$ and $0.001 \leq y \leq 0.200$ -- being shown -- it is desirable to have the composition expressed substantially

[0022] Moreover, it is desirable to be referred to as the thickness of the crystalline soft-magnetism layer mentioned above and about 1-100nm. The thickness of a crystalline soft-magnetism layer If it is less than 1nm, the crystallinity will be spoiled, a stacking tendency tends to fall, and it is one side. When 100nm is exceeded, even if it is the crystalline soft-magnetism layer of high resistance, the amount of the shunt current which flows into it increases, and there is a possibility that resistance change of a magnetoresistance-effect head may become small. in addition, this invention -- setting -- this crystalline soft-magnetism layer -- under coercive force 800A/m -- more -- desirable -- About crystallinity, it can check easily according to X-ray diffraction that what is necessary is just what has ***** about below 80A/m.

[0023] furthermore in this invention, it was chosen as the substratum of a crystalline soft-magnetism layer out of Ti, Ta, Zr, Cr, Nb, and Hf -- at least -- It is also effective to prepare the non-magnetic metal layer which makes one sort a principal component, and to raise the crystallinity of a crystalline soft-magnetism layer. By preparing the non-magnetic metal layer of such a substratum in contact with a crystalline soft-magnetism layer, growth of a crystalline soft-magnetism layer is promoted and the thickness It becomes easy to make it crystallize 1nm order, even when thin, as a result fcc (111) stacking tendency improves. Thickness of the non-magnetic metal layer mentioned above here It is

desirable to be referred to as about 1-100nm. thickness of a non-magnetic metal layer fully raising the crystallinity of a crystalline soft-magnetism layer, if it is less than 1nm -- being difficult -- becoming -- on the other hand -- If 100nm is exceeded, the amount of the shunt current which flows into it will increase, and there is a possibility that resistance change of a magnetoresistance-effect head may become small.

[0024] On a crystalline soft-magnetism layer which was mentioned above, the 1st magnetoresistance-effect head of this invention forms the huge magnetoresistance-effect layer (GMR layer) which has been arranged through a nonmagnetic interlayer and which has the ferromagnetic layer of a couple at least so that one ferromagnetic layer may touch the above-mentioned crystalline soft-magnetism layer.

[0025] As a ferromagnetic material used for the aforementioned ferromagnetic layer, they are Co, CoFe, CoNi, NiFe, a Sendust, NiFeCo, and Fe8 N. A grade is raised. As for the thickness of these ferromagnetics, it is desirable that it is 1-20nm. Ferromagnetic layer arranged on this crystalline soft-magnetism layer fcc (111) It is an orientation ferromagnetism layer. Moreover, the aforementioned ferromagnetic layer is Co or Co alloy preferably, and this Co alloy is a CoFe alloy still preferably. The aforementioned CoFe alloy is a general formula and Co100-a Fea. It is the alloy expressed and is here. a is at%. They are $0 < a \leq 50$ and the numeric value with which it is preferably satisfied of $5 \leq a \leq 40$.

[0026] As a material as a nonmagnetic membrane, alloys, such as non-magnetic metal, such as Mn, Fe, nickel, Cu, aluminum, Pd, Pt, Rh, Ru, Ir, Au, and Ag, and CuPd, CuPt, CuAu, CuNi, are raised further again. As for the thickness of these nonmagnetic membranes, it is desirable that it is 0.5-20nm. By considering as such a configuration, the fcc (111) stacking tendency of GMR layer increases, and it can raise ***** and the resistance rate of change of GMR layer. Furthermore, since resistance of a crystalline soft-magnetism layer is high, the amount of the current which flows into a crystalline soft-magnetism layer can be reduced sharply. Therefore, the magnetic-reluctance rate of change of the magnetoresistance-effect head constituted using such a GMR layer can be raised, and MR photographic sensitivity shown to a still fixed magnetic field can also be raised. Here, as the above-mentioned huge magnetoresistance-effect layer, they are the so-called spin bulb layers, such as Co/Cu/Co, CoFe/Cu/CoFe, and NiFe/Cu/NiFe, for example. (Fe/Cr) n A cascade screen and n (Co/Cu) Artificial grid layers, such as a cascade screen, are used.

[0027] Moreover, the 2nd magnetoresistance-effect head of this invention forms on it the ferromagnetic (AMR layer) which shows the anisotropy magnetoresistance effect through direct or a nonmagnetic membrane, using a crystalline soft-magnetism layer which was mentioned above as for example, a soft-magnetism bias layer. By considering as such a configuration, the fcc (111) stacking tendency of AMR layer increases, and resistance rate of change can be raised. Furthermore, since resistance of a soft-magnetism bias layer is high, the amount of the current which flows into it can be reduced sharply. Therefore, the magnetic-reluctance rate of change of the magnetoresistance-effect head constituted using such an AMR layer can be raised like the case of GMR layer, and MR photographic sensitivity can also be raised further.

[0028] Here, as an anisotropy magnetoresistance-effect layer, it is a permalloy alloy etc. A nickel-Fe system alloy layer etc. is used. Moreover, when Ti, Ta, Zr, Pt, Au, Ag, Cu, Pd, etc. can be used and resistance of this nonmagnetic membrane is taken into consideration as a non-magnetic metal layer formed between AMR layer and a crystalline soft-magnetism layer if needed, Pt, Au, Ag, Cu, and Pd from the viewpoint of a stacking tendency have Ti, Ta, and desirable Zr. In addition, about Pt, Au, Ag, Cu, and Pd, it is adding and alloying nickel, Fe, Co, Cr, Mn, etc., and high resistance-ization of a nonmagnetic membrane may be attained. When the thickness of this nonmagnetic membrane stops the amount of the shunt current which flows in there here It is desirable to be referred to as 100nm or less.

[0029] In the above 1st and the 2nd magnetoresistance-effect head, the magnetoresistance-effect head of this invention can contain an amorphous magnetic layer as a substratum layer of the aforementioned crystalline soft-magnetism layer as a substratum layer.

[0030] Next, the magnetic film which the magnetoresistance-effect device of this invention becomes from NiFe alloy can also contain Co further. Moreover, the aforementioned NiFe alloy is a general formula. : T1-(x+y) M_x It has the composition expressed with M'y. nickel and Fe, and M the inside of a formula, and T Nb, Mo, V, W, Ti, it was chosen out of Zr, Hf, and Ta -- at least -- It Crs. M' one sort of elements it was chosen out of Rh, Os, Re, Si, aluminum, Be, Ga, and germanium -- at least -- one sort of elements -- x -- and -- y -- respectively -- The number with which it is satisfied of $0.001 \leq x \leq 0.200$ and $0.001 \leq y \leq 0.200$ is shown.

[0031] Moreover, the above T is general formula and nickel100-b Feb. It is desirable to have the composition expressed substantially. here b -- at% it is -- it is the numeric value with which it is satisfied of $0 < b \leq 50$

[0032] Moreover, in the aforementioned magnetoresistance-effect device, one layer of the 1st and 2nd ferromagnetic

layers consists of a fcc (111) orientation layer of Co or Co alloy. This Co alloy has the composition expressed with general formula $\text{Co}_{100-a}\text{Fe}_a$. here a -- at% it is -- it is the numeric value with which it is satisfied of $5 \leq a \leq 40$ [0033] furthermore, this magnetoresistance-effect device was chosen as the substratum of a magnetic film out of Ti, Ta, Zr, Cr, Nb, and Hf -- at least -- The non-magnetic metal layer which makes one sort a principal component can also be prepared.

[0034] Moreover, an amorphous magnetic layer can also be included as a substratum layer of a magnetic film.

[0035]

[Embodiments of the Invention]

[0036]

[Example] Hereafter, the example of this invention is explained.

[0037] an example 1 -- first -- 100nm of thermal oxidation layers $\text{Ni}_{73.7}\text{Fe}_{19.0}\text{Nb}_{3.8}\text{Cr}_{3.5}$ which added Nb and Cr on the with Si substrate at NiFe permalloy The crystalline soft-magnetism layer of composition was formed by the 10nm thickness. Subsequently, using this crystalline soft-magnetism layer as a soft-magnetism yoke layer, the cascade screen of $\text{CoFePd}(4\text{nm})/\text{Cu}(2.5\text{nm})/\text{CoFePd}(4\text{nm})$ was formed as a spin bulb layer on it, and FeMn alloy layer of 15nm of thicknessss was further formed as an antiferromagnetism exchange bias layer on it. In addition, CoPt layer of 20nm of thicknessss was beforehand formed in the bottom of the both ends of a soft-magnetism yoke layer as a ferromagnetic bias layer. And the terminal of a couple which consists of $\text{Ta}/\text{Cu}/\text{Ta}$ which supplies a sense current on an antiferromagnetism exchange bias layer was formed, and the GMR head was produced. In addition, the concrete structure of a GMR head presupposed that it is the same as that of the conventional GMR head shown in drawing 8.

[0038] 100nm of the thermal oxidation layers same as the example 1 of a comparison, and a conventional GMR head as an example 1 On a with Si substrate The cascade screen of $\text{NiFe}(10\text{ nm})/\text{CoFePd}(4\text{nm})/\text{Cu}(2.5\text{nm})/\text{CoFePd}(4\text{nm})/\text{FeMn}(15\text{nm})$ is formed. fcc (111) stacking tendency in the GMR head of the example 1 which produced the GMR head (example 1 of a comparison) and which carried out in this way and was acquired, and the example 1 of a comparison was investigated. Drawing 1 is based on the X-ray diffraction of GMR layer in the GMR head of an example 1. (111) It is GMR layer [in / it is a profile near a peak and / the GMR head of the example 1 of a comparison in drawing 2]. (111) It is a profile near a peak.

[0039] The GMR head of an example 1 compares with the conventional GMR head so that clearly from the drawing 1 and the drawing 2, and it is 10 or more times. (111) Peak intensity is obtained. in addition, the thing based on a laminated structure in the peak which is a shoulder -- it is -- moreover -- Since the peak in connection with fcc structure otherwise is not seen, it can use peak intensity (111) as a parameter of fcc (111) stacking tendency.

[0040] Moreover, resistance of NiFeNbCr layer used as a soft-magnetism yoke layer by the GMR head of the example 1 of a comparison in the GMR head of the example 1 mentioned above and the example 1 of a comparison It was 110micromegacm. this -- resistance of NiFe permalloy of the example 1 of a comparison 30 if it considers that it is muomegacm -- M element -- and -- By having added both the elements of M' element shows that resistance can be made high, while high fcc (111) stacking tendency is shown.

[0041] Furthermore, important property The magnetic-reluctance rate of change whose number is one is at the GMR head of an example 1 to having been 2.5% in the GMR head of the example 1 of a comparison. The good value (10.3%) exceeding 10% is acquired, and MR photographic sensitivity was also improving with 2.0% to 1.0% of the example 1 of a comparison. This originates in the enhancement in a raise in resistance of a soft-magnetism layer by which the laminating was carried out to GMR layer, and fcc (111) stacking tendency, and especially the enhancement in fcc (111) stacking tendency is considered to raise these properties.

[0042] Thus, properties differ in principal components, such as NiFe alloy. The enhancement in the property of a GMR head is seen and by using the crystalline soft-magnetism layer which added two kinds of elements shows the usefulness of this invention. In addition, these results are shown in Table 1 and 2.

[0043] Next, the relation between the thickness of the crystalline soft-magnetism layer which consists of the above-mentioned NiFeNbCr layer, and magnetic-reluctance rate of change (GMR rate of change) is shown in drawing 3. Thickness of drawing 3 to a crystalline soft-magnetism layer It turns out that it is desirable to consider as the domain of one to 100 nm. The thickness of a crystalline soft-magnetism layer If it is less than 1nm, since it is a membranous initial growth step, it is hard to crystallize, and sufficient magnetic-reluctance rate of change is not obtained from a stacking tendency becoming bad. On the other hand, when the thickness of a crystalline soft-magnetism layer exceeds 100nm, since a shunt current cannot fully be decreased, there is an inclination that magnetic-reluctance rate of change falls.

[0044] As a domain with the good component of NiFe which is the principal component of this example, when the

balance of the size of ***** and the magnetic moment is taken into consideration, the domain of 60at.% to 90at.% and Fe have [nickel] the desirable domain of 40at.% to 10at.%.

[0045] Moreover, the 3 yuan system of NiFeCo can also be used as a principal component. the composition domain of the above-mentioned NiFe -- receiving -- Co -- under 50at.% ON **** -- ***** can be made to improve by things However, if it puts in more than this, coercive force Hc will become large too much, and ***** will become bad.

[0046] In addition, about this example, although Si substrate with a thermal oxidation layer was used, even if it used the alumina layer which formed membranes to the ***** substrate, the same effect has been checked.

[0047] Although it followed in the example 2 example 1 when growing up a direct crystallinity soft-magnetism layer on Si substrate with a thermal oxidation layer, or an alumina layer In order to ease the influence of the substratum by Si substrate with a thermal oxidation layer, or the alumina layer and to raise the fcc (111) stacking tendency of a spin bulb layer in the example 2 As a substratum layer of a crystalline soft-magnetism layer, it is amorphous. Co 87Zr5.5 Nb7.5 10nm of layers is formed and it is nickel73.7Fe19.0Nb3.8 Cr3.5 on it. It is 5nm about the crystalline soft-magnetism layer of composition. Membranes were formed by the thickness. Subsequently, the example 1, the same spin bulb layer, and the antiferromagnetism exchange bias layer were formed on it.

[0048] Thus, the fcc (111) stacking tendency of GMR layer in the created GMR head was investigated. Consequently, it checked that the intensity which shows fcc (111) peak was almost equal to an example 1. It is shown that this is carrying out high fcc (111) orientation although the thickness of a crystalline soft-magnetism layer is half [of an example 1].

[0049] Thus, in this example 2, although the shunt current flowed on the substratum layer, high fcc (111) orientation is acquired and GMR rate of change became [GMR photographic sensitivity] higher than 2.2%/Oe and the example 1 11% as a result. Moreover, by using a substratum layer, it was able to combine with the crystalline soft-magnetism layer, and the high soft magnetism was able to be obtained.

[0050] Moreover, the relation between the thickness of the crystalline soft-magnetism layer when forming a substratum layer and magnetic-reluctance rate of change (GMR rate of change) is shown in drawing 4 . In drawing 3 , it differs and is 5nm. High magnetic-reluctance rate of change is obtained by the neighboring thickness, and it turns out that the substratum layer has helped growth of a crystalline soft-magnetism layer. FeN of CoZrNb system amorphous on the substratum layer which raises the fcc (111) stacking tendency of this crystalline soft-magnetism layer, FeTa system, and a microcrystal layer A system and FeZrN A system etc. shows the same effect.

[0051] Although the substratum layer of a monolayer was used in the example 2 of the example 3 above-mentioned as a substratum layer which raises the fcc (111) stacking tendency of a crystalline soft-magnetism layer, the multilayer which consists of a nonmagnetic substratum layer and a nonmagnetic magnetic substratum layer instead of the substratum layer can also be used.

[0052] At this example, it is [5nm and] Co87Zr5.5 Nb7.5 on it about Ta to a nonmagnetic membrane. It is 5nm about a layer. On the formed substratum, it is nickel73.7Fe19.0Nb3.8 Cr3.5. It is 5nm about the crystalline soft-magnetism layer of composition. Membranes were formed and, subsequently to a it top, the example 1, the same spin bulb layer, and the antiferromagnetism exchange bias layer were formed.

[0053] Thus, the fcc (111) stacking tendency of GMR layer in the created GMR head was investigated. Consequently, it turns out that the intensity which shows fcc (111) peak is almost equal to an example 1, even if it uses the above two-layer substratum layers, high fcc (111) stacking tendency can be maintained, and the value with GMR rate of change almost equivalent [11% and GMR photographic sensitivity] to 2.2%/Oe and the example 2 is acquired as a result. There is little magnetic moment still total in this example than an example 2. Therefore, when it head-sizes, the flux density from a medium increases, and the enhancement in an output can be expected.

[0054] As a nonmagnetic substratum layer of this example, they are Ti, Zr, Cr, and Nb besides Ta. And the effect with the same said of Hf was able to be checked. moreover, the thickness of a nonmagnetic substratum layer -- 1nm **** -- the domain of 10nm is desirable 1nm Below, it is 1. By the thickness by which 10nm is exceeded, a shunt current also increases with the membrane formation as a layer of a layer being difficult. A magnetic substratum layer is also 1nm. Below, it is 1. With the membrane formation as a layer of a layer being difficult, by the thickness by which 10nm is exceeded, a shunt current also increases, and if it is more than this thickness, a nonmagnetic substratum layer is not needed.

[0055] Although it can use also with the structure of drawing 8 as head structure of this example, there is a possibility that the switched connection of the ferromagnetic bias layer 12 and the soft-magnetism layer 11 may go out with this nonmagnetic substratum layer. Therefore, it is desirable that it is arranged that the nonmagnetic substratum layer 13 is

arranged at the substratum of the ferromagnetic bias layer 12 as shown in drawing 9.

[0056] The effect with the alloying element of the crystalline soft-magnetism layer shown in the aforementioned examples 2 and 3 same also about the element shown in the examples 4-34 described below accepted.

[0057] The GMR head was produced like the example 1 except replacing the crystalline soft-magnetism layer in examples 4-34, and the example 2 of a comparison - the 13 above-mentioned example 1 with the crystalline soft-magnetism layer of each composition shown in Table 1 and 2. In moreover, the principal component which consists of a NiFe alloy as an example of a comparison with this invention In the principal component which consists of a GMR head (examples 2-9 of a comparison) using the crystalline soft-magnetism layer which added only M element, and a NiFe alloy The GMR head (examples 10-13 of a comparison) using the crystalline soft-magnetism layer which added only M' element was produced like the example 1, respectively.

[0058] Crystalline soft-magnetism layer in the GMR head of each [these] example and the example of a comparison

(111) While peak intensity and resistance were measured, GMR rate of change and GMR photographic sensitivity of a GMR head were measured. Those values are collectively shown in Table 1 and 2.

[0059]

[Table 1]

	结晶性軟磁性膜組成			(111) E-2膜	ρ ($\mu\Omega\text{cm}$)	GMR _{変化} (%)	GMR _感 (%/Oe)	
	主成分	M(at%)	M'(at%)					
実 施 例	1	NiFe	Nb(3.8)	Cr(3.5)	2500	110	10.3	2.0
	4	NiFe	Mo(4.8)	Cr(3.5)	2600	105	10.5	1.8
	5	NiFe	V (2.6)	Cr(3.5)	2400	100	11.0	2.2
	6	NiFe	W (1.7)	Cr(3.5)	2500	120	9.8	1.6
	7	NiFe	Ti(2.7)	Cr(3.5)	3000	115	10.2	1.7
	8	NiFe	Zr(1.8)	Cr(3.5)	3400	100	10.6	2.3
	9	NiFe	Hf(2.4)	Cr(3.5)	2600	110	10.9	1.8
	10	NiFe	Ta(3.2)	Cr(3.5)	2100	103	11.1	1.5
	11	NiFe	Nb(3.4)	Rh(5.0)	2400	107	10.1	2.6
	12	NiFe	Mo(4.6)	Rh(5.0)	3400	112	9.5	1.1
	13	NiFe	V (2.4)	Rh(5.0)	2800	106	9.8	1.2
	14	NiFe	W (1.8)	Rh(5.0)	3200	104	10.2	1.6
	15	NiFe	Ti(2.6)	Rh(5.0)	2600	103	11.3	1.7
	16	NiFe	Zr(1.7)	Rh(5.0)	2900	110	10.4	1.3
	17	NiFe	Hf(2.2)	Rh(5.0)	3100	100	10.6	2.0
	18	NiFe	Ta(3.4)	Rh(5.0)	2600	106	10.2	2.0
	19	NiFe	Nb(3.2)	Os(4.1)	2700	104	10.1	2.4
	20	NiFe	Mo(4.4)	Os(4.1)	2800	108	10.9	2.3
	21	NiFe	V (2.2)	Os(4.1)	2400	102	10.7	2.0
	22	NiFe	W (1.6)	Os(4.1)	2600	106	9.6	1.8
	23	NiFe	Ti(2.1)	Os(4.1)	2500	113	10.4	1.4
	24	NiFe	Zr(1.5)	Os(4.1)	2400	104	10.2	1.7
	25	NiFe	Hf(2.6)	Os(4.1)	2300	102	10.6	1.6
	26	NiFe	Ta(2.8)	Os(4.1)	3500	106	11.8	2.1

[Table 2]

		结晶性軟磁性膜組成		(111)	ρ	GMR _{感應}	GMR _{感應}	
		主成分	M (at%)	M' (at%)	E-抵抗 (μΩcm)	(%)	(%/Oe)	
実 施 例	27	NiFe	Nb(3.0)	Si(6.2)	4000	112	11.7	2.6
	28	NiFe	Mo(4.1)	Si(6.2)	2800	115	11.5	2.4
	29	NiFe	V (2.0)	Si(6.2)	2600	118	10.4	2.2
	30	NiFe	W (1.9)	Si(6.2)	2400	104	10.5	1.6
	31	NiFe	Ti(3.0)	Si(6.2)	2800	103	10.4	2.7
	32	NiFe	Zr(2.0)	Si(6.2)	3100	107	10.9	1.9
	33	NiFe	Hf(2.5)	Si(6.2)	2600	102	10.7	2.4
	34	NiFe	Ta(3.6)	Si(6.2)	2400	100	10.5	2.1
比 較 例								
	1	NiFe	—	—	400	30	2.5	0.6
	2	NiFe	Nb(3.8)	—	650	82	5.2	0.7
	3	NiFe	Mo(4.8)	—	500	75	4.2	0.5
	4	NiFe	V (2.4)	—	620	83	5.0	0.8
	5	NiFe	W (1.8)	—	580	78	4.8	0.6
	6	NiFe	Ti(2.1)	—	610	75	5.0	0.6
	7	NiFe	Zr(1.5)	—	640	85	5.2	0.7
	8	NiFe	Hf(2.5)	—	600	78	4.9	0.5
	9	NiFe	Ta(3.6)	—	550	80	4.5	0.5
	10	NiFe	—	Cr(3.5)	2000	58	7.2	1.2
	11	NiFe	—	Rh(5.0)	1800	66	7.0	1.1
	12	NiFe	—	Os(4.1)	2100	61	6.8	0.9
	13	NiFe	—	Si(6.2)	1600	55	7.1	1.0

While excelling in fcc (111) stacking tendency in the GMR head of each example, high resistance is shown, and the property which was excellent with these is acquired so that clearly from Table 1 and 2. On the other hand, the crystalline soft-magnetism layer which added only M element is not enough as them although some high resistance-ization is attained, and it turns out that fcc (111) stacking tendency cannot be raised. Moreover, by the crystalline soft-magnetism layer which added only M' element, although fcc (111) stacking tendency is improving, it understands that too sufficient high resistance is not obtained. Property sufficient in the GMR head of each example of a comparison is not acquired by these.

[0060] nickel751.Fe18.2Zr1.7 Rh5.0 which added Zr and Rh at NiFe permalloy on Si substrate an example 35 and with an example of comparison 14 thermal-oxidation layer The crystalline soft-magnetism layer of composition was formed by the 30nm thickness. Subsequently, NiFe alloy layer of 40nm of thicknesss was formed as Ti layer of 40nm of thicknesss, and an AMR layer as a nonmagnetic membrane on it, using this crystalline soft-magnetism layer as a soft-magnetism bias layer. And AMR head was produced by forming the terminal of a couple which consists of Cu for supplying a sense current on AMR layer. In addition, the concrete structure of AMR head presupposed that it is the same as that of the conventional AMR head shown in drawing 5.

[0061] In AMR head by the example mentioned above, magnetic-reluctance rate of change showed the good value (3.4%) exceeding 3%. The magnetic-reluctance rate of change at the time of on the other hand using CoZr system layer used for a soft-magnetism bias layer from the former was about 1% (example 14 of a comparison). Resistivity of CoZr system layer It is 100micromegacm, and since it hardly changes with NiFeZrRh soft-magnetism layer, the enhancement in the fcc (111) stacking tendency of AMR layer can consider that the difference in magnetic-reluctance rate of change has influenced greatly, and the usefulness of this invention is shown. In addition, a result is shown in Table 3 and 4.

[0062] AMR head was produced like the example 35 except replacing the crystalline soft-magnetism layer in examples 36-67, and the example 15 of a comparison - the 26 above-mentioned example 35 with the crystalline soft-magnetism layer of each composition shown in Table 3 and 4. In moreover, the principal component which consists of a NiFe alloy as an example of a comparison with this invention In the principal component which consists of an AMR head (examples 15-22 of a comparison) using the crystalline soft-magnetism layer which added only M element, and a NiFe alloy AMR head (examples 23-26 of a comparison) using the crystalline soft-magnetism layer which added only M' element was produced like the example 35, respectively.

[0063] The magnetic-reluctance rate of change in AMR head of each [these] example and the example of a comparison was measured. Those values are collectively shown in Table 3 and 4.

[0064]

[Table 3]

	結晶性軟磁性膜組成			MR値 (%)	
	主成分	M(at%)	M'(at%)		
実施例	35	NiFe	Zr(1.7)	Rb(5.0)	3.4
	36	NiFe	Nb(3.8)	Cr(3.5)	3.1
	37	NiFe	Mo(4.8)	Cr(3.5)	3.2
	38	NiFe	V (2.6)	Cr(3.5)	3.0
	39	NiFe	W (1.7)	Cr(3.5)	2.8
	40	NiFe	Ti(2.7)	Cr(3.5)	2.9
	41	NiFe	Zr(1.9)	Cr(3.5)	3.4
	42	NiFe	Hf(2.4)	Cr(3.5)	3.2
	43	NiFe	Ta(3.2)	Cr(3.5)	3.1
	44	NiFe	Nb(3.4)	Rh(5.0)	2.6
	45	NiFe	Mo(4.6)	Rh(5.0)	2.5
	46	NiFe	V (2.4)	Rh(5.0)	2.8
	47	NiFe	W (1.8)	Rh(5.0)	2.9
	48	NiFe	Ti(2.6)	Rh(5.0)	3.0
	49	NiFe	Zr(1.7)	Rh(5.0)	3.4
例	50	NiFe	Hf(2.2)	Rh(5.0)	2.7
	51	NiFe	Ta(3.4)	Rh(5.0)	3.5
	52	NiFe	Nb(3.2)	Os(4.1)	3.4
	53	NiFe	Mo(4.4)	Os(4.1)	2.6
	54	NiFe	V (2.2)	Os(4.1)	2.8
	55	NiFe	W (1.6)	Os(4.1)	2.4
	56	NiFe	Ti(2.1)	Os(4.1)	2.3
	57	NiFe	Zr(1.5)	Os(4.1)	2.9
	58	NiFe	Hf(2.8)	Os(4.1)	3.5

[Table 4]

		结晶性軟磁性膜組成			MR率(%)
		主成分	W(at%)	W'(at%)	
実 施 例	59	NiFe	Ta(2.8)	Os(4.1)	3.3
	60	NiFe	Nb(3.0)	Si(6.2)	3.1
	61	NiFe	Mo(4.1)	Si(6.2)	3.2
	62	NiFe	V (2.0)	Si(6.2)	3.0
	63	NiFe	W (1.9)	Si(6.2)	3.2
	64	NiFe	Ti(3.0)	Si(6.2)	3.1
	65	NiFe	Zr(2.0)	Si(6.2)	3.4
	66	NiFe	Hf(2.5)	Si(6.2)	3.0
	67	NiFe	Ta(3.6)	Si(6.2)	2.7
比 較 例	14	(CoZr)		—	1.0
	15	NiFe	Nb(3.8)	—	1.5
	16	NiFe	Mo(4.8)	—	1.2
	17	NiFe	V (2.4)	—	1.4
	18	NiFe	W (1.8)	—	1.3
	19	NiFe	Ti(2.1)	—	1.0
	20	NiFe	Zr(1.5)	—	1.1
	21	NiFe	Hf(2.5)	—	0.9
	22	NiFe	Ta(3.6)	—	0.8
	23	NiFe	—	Cr(3.5)	1.8
	24	NiFe	—	Bh(5.0)	1.7
	25	NiFe	—	Os(4.1)	1.9
	26	NiFe	—	Si(6.2)	1.6

When each example and the example of a comparison which were mentioned above are compared, it turns out that magnetic-reluctance rate of change is large. Because the fcc (111) stacking tendency of AMR layer by this having used the crystalline soft-magnetism layer like the example 35 improved can be considered.

[0065] On Si substrate with an example 68 thermal-oxidation layer, it is a thickness as a substratum. The non-magnetic metal layer which consists of a 5nm Ti layer is made to intervene, and it is nickel73.7Fe19.0Nb3.8Cr3.5. The crystalline soft-magnetism layer of composition was formed by the 10nm thickness. Subsequently, the example 1, the same spin bulb layer, and the antiferromagnetism exchange bias layer were formed on it.

[0066] Thus, fcc (111) stacking tendency in the GMR head of the acquired example 68 was investigated. Consequently, it is abbreviation from the time of the peak which shows fcc (111) intensity not making 1200 and the nonmagnetic membrane of a substratum intervene. It checked that it was large 5 times. This is because it could be made to have been able to crystallize in a thin thickness called 10nm and the stacking tendency of GMR layer on it was raised, when the non-magnetic metal layer which consists of a Ti layer helps growth of a crystalline soft-magnetism layer. Therefore, GMR rate of change 12.4% and GMR photographic sensitivity are also 2.4%/Oe. It is higher than an example 1.

[0067] Moreover, the relation between the thickness of the crystalline soft-magnetism layer when forming the non-magnetic metal layer which consists of the above-mentioned Ti layer as a substratum layer, and magnetic-reluctance rate of change (GMR rate of change) is shown in drawing 5. It turns out that magnetic-reluctance rate of change high when especially a thickness is thin is obtained as compared with drawing 3.

[0068] Although it can use also with the structure of drawing 8 as head structure of this example, there is a possibility that the switched connection of the ferromagnetic bias layer 12 and the soft-magnetism layer 11 may go out with this nonmagnetic substratum layer. Therefore, it is desirable that it is arranged that the nonmagnetic substratum layer 13 is arranged at the substratum of the ferromagnetic bias layer 12 as shown in drawing 9.

[0069] The GMR head was produced like the example 68 except replacing the crystalline soft-magnetism layer in the example 69 - the 99 above-mentioned example 68 with the crystalline soft-magnetism layer of each composition shown in Table 5 and 6. Crystalline soft-magnetism layer in the GMR head of each [these] example (111) While peak intensity was measured, GMR rate of change and GMR photographic sensitivity of a GMR head were measured. Those values are collectively shown in Table 5 and 6.

[0070]

[Table 5]

	结晶性軟磁性膜組成			(111)	GMR変化	GMR感	
	主成分	W(at%)	M(at%)	B-2感	(%)	(%/Oe)	
実施例	68	NiFe	Nb(3.8)	Cr(3.5)	12000	12.4	2.4
	69	NiFe	Mo(4.8)	Cr(3.5)	12500	12.6	2.2
	70	NiFe	V(2.6)	Cr(3.5)	11500	13.2	2.6
	71	NiFe	W(1.7)	Cr(3.5)	12000	11.8	1.9
	72	NiFe	Ti(2.7)	Cr(3.5)	14400	12.2	2.0
	73	NiFe	Zr(1.9)	Cr(3.5)	16300	12.7	2.8
	74	NiFe	Hf(2.4)	Cr(3.5)	12500	13.1	2.2
	75	NiFe	Ta(3.2)	Cr(3.5)	10100	13.3	1.8
	76	NiFe	Nb(3.4)	Rh(5.0)	11500	12.1	3.1
	77	NiFe	Mo(4.6)	Rh(5.0)	16300	11.4	1.3
	78	NiFe	V(2.4)	Rh(5.0)	13400	11.8	1.4
	79	NiFe	W(1.8)	Rh(5.0)	15400	12.2	1.9
	80	NiFe	Ti(2.6)	Rh(5.0)	12500	13.6	2.0
	81	NiFe	Zr(1.7)	Rh(5.0)	13900	12.5	1.6
	82	NiFe	Hf(2.2)	Rh(5.0)	14900	12.7	2.4
	83	NiFe	Ta(3.4)	Rh(5.0)	12500	12.2	2.4
	84	NiFe	Nb(3.2)	Os(4.1)	13000	12.1	2.9
	85	NiFe	Mo(4.4)	Os(4.1)	13400	13.1	2.8
	86	NiFe	V(2.2)	Os(4.1)	11500	12.8	2.4
	87	NiFe	W(1.6)	Os(4.1)	12500	11.5	2.2
	88	NiFe	Ti(2.1)	Os(4.1)	12000	12.5	1.7
	89	NiFe	Zr(1.5)	Os(4.1)	11500	12.2	2.0
	90	NiFe	Hf(2.6)	Os(4.1)	11000	12.7	1.9
	91	NiFe	Ta(2.8)	Os(4.1)	16800	14.2	2.5

[Table 6]

		結晶性軟磁性膜組成		GMR率 (%)	GMR感 (%/Oe)
		主成分	II(at%)		
実 施 例	92	NiFe	Nb(3.0)	Si(6.2)	19200 14.0 3.1
	93	NiFe	Mo(4.1)	Si(6.2)	18200 13.8 2.9
	94	NiFe	V (2.0)	Si(6.2)	12500 12.5 2.6
	95	NiFe	W (1.9)	Si(6.2)	11500 12.6 1.9
	96	NiFe	Ti(3.0)	Si(6.2)	13400 12.5 3.2
	97	NiFe	Zr(2.0)	Si(6.2)	14900 13.1 2.3
	98	NiFe	Hf(2.5)	Si(6.2)	12500 12.8 2.9
	99	NiFe	Ta(3.6)	Si(6.2)	11500 12.6 2.5

As compared with the examples 1-13 of a comparison, fcc (111) peak intensity each example mentioned above It turns out that it is large about 5 times. Moreover, it checked that GMR rate of change and GMR photographic sensitivity were also improving.

[0071] In addition, besides Ti, it forms as a substratum of a crystalline soft-magnetism layer, a GMR head is produced about Ta, Zr, Cr, Nb, and Hf, respectively, and fcc (111) peak intensity is abbreviation. It checked becoming large about 3 to 5 times.

[0072]

[Effect of the Invention] Since the crystalline soft-magnetism layer which it is high resistance and can aim at enhancement in a stacking tendency is arranged as a substratum of a magnetoresistance-effect layer according to the magnetoresistance-effect head of this invention as explained above, properties, such as magnetic-reluctance rate of change, can be raised.

[Translation done.]